

VŠB – Technická univerzita Ostrava
Fakulta strojní
Katedra mechanické technologie



Studium modelovaných pásem tepelně ovlivněné oblasti na oceli P92

Study of Modeled Zones of HAZ on Steel P92

Autor práce: Ondřej Skotnica
Vedoucí práce: doc. Ing. Petr Mohyla, Ph.D.

Ostrava 2015

Zadání diplomové práce

Student: **Bc. Ondřej Skotnica**
Studijní program: N2301 Strojní inženýrství
Studijní obor: 2303T002 Strojírenská technologie
Specializace: 20 Strojírenská technologie
Téma: **Studium modelovaných pásem tepelně ovlivněné oblasti na oceli P92**
Study of Modeled Zones of HAZ on Steel P92

Zásady pro vypracování:

1. Zpracujte studii týkající se 9-12%Cr žárovevých ocelí se zaměřením na ocel P92
2. Proveďte rozbor tepelně ovlivněné oblasti svarového spoje a teplotních cyklů svařování
3. Proveďte měření teplotních cyklů na jednovrstvém svarovém spoji oceli P92
4. Proveďte modelování teplotních cyklů na simulátoru
5. Proveďte mikrostrukturní analýzu a měření tvrdosti na vzorcích s namodelovaným teplotním cyklem
6. Vyhodnoťte dosažené výsledky a vyslovte závěry

Seznam doporučené odborné literatury:

SONDEL, M. Studium vlastností modelovaných pásem TOO svarových spojů oceli P91. *Disertační práce*. VŠB – TU Ostrava, 2005. 101s.
KUČERA, J. *Teorie svařování*. Skripta VŠB. Ostrava: VŠB – TUO, 1991, 408 s.
KOUKAL, J., ZMYDLENÝ, T. *Svařování I*. skripta VŠB – TUO, Ostrava, 2005, ISBN 80-248-0870-6

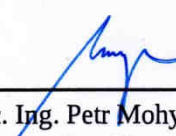
Formální náležitosti a rozsah diplomové práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.

Vedoucí diplomové práce: **doc. Ing. Petr Mohyla, Ph.D.**


Datum zadání: 12.12.2014

Datum odevzdání: 18.05.2015





doc. Ing. Petr Mohyla, Ph.D.
vedoucí katedry



doc. Ing. Ivo Hlavatý, Ph.D.
děkan fakulty

Místopřísežné prohlášení

Prohlašuji, že jsem celou diplomovou práci včetně příloh vypracoval samostatně pod vedením vedoucího diplomové práce a uvedl jsem všechny použité podklady a literaturu.

V Ostravě: 18. 5. 2015




podpis (jméno a příjmení studenta)

Prohlašuji, že:

- jsem byl seznámen s tím, že na moji diplomovou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb. – autorský zákon, zejména § 35 – užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního a § 60 – školní dílo;
- beru na vědomí, že Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě diplomovou práci užít (§ 35 odst. 3);
- souhlasím s tím, že diplomová práce bude v elektronické podobě uložena v Ústřední knihovně VŠB-TUO k prezenčnímu nahlédnutí a jeden výtisk bude uložen u vedoucího diplomové práce. Souhlasím s tím, že údaje o kvalifikační práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB-TUO;
- bylo sjednáno, že s VŠB-TUO v případě zájmu z její i mé strany uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu § 12 odst. 4 autorského zákona;
- bylo sjednáno, že užít své dílo – diplomovou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB-TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB-TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše);
- beru na vědomí, že odevzdáním své práce souhlasím se zveřejněním své práce podle zákona č. 111/1998 Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (zákon o vysokých školách), ve znění pozdějších předpisů, bez ohledu na výsledek její obhajoby.

V Ostravě: 18. 5. 2015


.....
podpis

Jméno a příjmení autora práce: Bc. Ondřej Skotnica

Adresa trvalého pobytu autora práce: Morávka 51, Frýdek – Místek, 739 04

ANOTACE DIPLOMOVÉ PRÁCE

SKOTNICA, O. *Studium modelovaných pásem tepelně ovlivněné oblasti na oceli P92: Diplomová práce*. Ostrava: VŠB – Technická univerzita Ostrava, Fakulta strojní, Katedra mechanické technologie, 2015, 93 str. Vedoucí práce: doc. Ing. Petr Mohyla, Ph.D.

Diplomová práce se zabývá studii teplotních cyklů při svařování žárovevné martenzitické oceli P92 s obsahem 9 % chrómu. V teoretické části diplomové práce je uvedeno rozdělení žárovevných ocelí s následným zaměřením na vysokolegované žárovevné 9-12% oceli. V závěru teoretické části je popsána tepelně ovlivněná oblast, teplotní pole svarového spoje a teplotní cyklus svařování. Cílem experimentální části je stanovení teplotních cyklů při svařování na oceli P92 s následným namodelováním na vzorky z této oceli. Modelované teplotní cykly byly v pásmech tepelně ovlivněných oblastí a to v pásmu normalizace a částečné překrystalizace. Vzorky s namodelovanými teplotními cykly byly mikrostrukturně analyzovány, a bylo na nich také provedeno měření mikrotvrlosti.

ANNOTATION OF MASTER THESIS

SKOTNICA, O. *Study of Modeled Zones of HAZ on Steel P92: Master Thesis*. Ostrava: VŠB – Technical University of Ostrava, Faculty of Mechanical Engineering, Department of Mechanical Technology, 2015, 93 p. Thesis head: doc. Ing. Petr Mohyla, Ph.D.

The master thesis is devoted to a study of thermal cycles during welding of the heat-resistant martensitic steel P92 with 9 % chromium content. In the theoretical part of the thesis, a division of heat-resistant steel with the subsequent emphasis on high-creep 9-12% steel is mentioned. The heat affected zone, the thermal field of welded joint and the thermal cycle of welding are described at the end of the theoretical part. The aim of the experimental part is to determine thermal cycles during welding of the steel P92 with consequent modelling on samples from this steel. Modelled thermal cycles are located in the heat affected zones, namely zones of fine grained zone and intercritical zone. Samples of modelled thermal cycles has been analysed microstructurally. Also, measurements of microhardness are carried out.

Obsah

Úvod	11
1 Rozdělení žárovevých ocelí	12
1.1 Nelegované oceli.....	12
1.2 Nízkolegované oceli	12
1.3 Vysokolegované oceli.....	13
1.4 Austenitické oceli	13
1.4.1 Chromniklové austenitické oceli	13
1.4.2 Manganchromové austenitické oceli	14
1.5 Austenitické vytvrditelné oceli	14
2 Vysokolegované žárovevné 9–12% Cr oceli	15
2.1 Tečení materiálu (Creep)	15
2.1.1 Proces tečení	15
2.1.2 Odolnost vůči tečení	16
2.1.3 Mechanismy tečení	16
2.2 Přísadové prvky	18
2.3 Minoritní fáze v ocelích	19
2.3.1 Karbidické fáze	20
2.3.2 Intermetalické fáze.....	21
2.4 Zpevňující mechanismy v ocelích	22
2.4.1 Substituční a intersticiální zpevnění	23
2.4.2 Dislokační zpevnění.....	24
2.4.3 Precipitační zpevnění	24
2.4.4 Zpevnění hranicemi zrn	25
2.4.5 Zpevnění fázovou transformací	26
3 Studie oceli P92	27

4 Studie tepelně ovlivněné oblasti svarového spoje a teplotních cyklů svařování.....	32
4.1 Tepelně ovlivněná oblast	32
4.2 Teplotní pole	35
4.3 Teplotní cyklus svařování.....	37
5 Měření teplotních cyklů na jednovrstvém svarovém spoji oceli P92	41
5.1 Zjištění teplot A_{c1} , A_{c3} a T_p	42
5.2 Měření teplotních cyklů na reálném svarovém spoji metodou 141	43
5.3 Měření teplotních cyklů na reálném svarovém spoji metodou 111	46
6 Modelování teplotních cyklů na simulátoru	49
7 Mikrostrukturní analýza a měření tvrdosti na vzorcích s namodelovaným teplotním cyklem	55
7.1 Mikrostrukturní analýza a měření tvrdosti na vzorku P92-1-2-T3	56
7.1.1 Analýza oblasti (linie) A.....	57
7.1.2 Analýza oblasti (linie) B	62
7.2 Mikrostrukturní analýza a měření tvrdosti na vzorku N.....	64
7.2.1 Příčný řez (N1).....	64
7.2.2 Podélný řez (N2)	66
7.3 Mikrostrukturní analýza a měření tvrdosti na vzorku P92-1-1-T4	69
7.3.1 Analýza oblasti (linie) A.....	70
7.3.2 Analýza oblasti (linie) B	72
7.4 Mikrostrukturní analýza a měření tvrdosti na vzorku I.....	75
7.4.1 Příčný řez (I1)	75
7.4.2 Podélný řez (I2)	77
8 Vyhodnocení dosažených výsledků.....	79

9 Závěr	81
Seznam použité literatury	83
Seznam obrázků.....	89
Seznam tabulek	92
Seznam příloh	93

Seznam značek, symbolů a zkratek

Symbol (značka, zkratka)	Jednotka	Název
A	[%]	Tažnost
A ₅	[%]	Tažnost na krátké tyči
A _{c1} ~A ₁	[°C]	Překrystalizační teplota
A _{c3} ~A ₁	[°C]	Překrystalizační teplota
ARA	-	Anizotermický rozpad austenitu
B _s	[°C]	Teplota bainit start
d	[μm]	Velikost zrna
HAZ	-	Tepelně ovlivněná oblast
HB	[-]	Tvrdost podle Brinella
HV1	-	Tvrdost podle Vickerse při nízkém zatížení
HZ	[μm]	Hranice ztavení
KPC mřížka	-	Kubická plošně centrovaná mřížka
KSC mřížka	-	Kubická prostorově centrovaná (stereocentrická) mřížka
KV	[J]	Vrubová houževnatost
M _f	[°C]	Teplota martenzit finish
M _s	[°C]	Teplota martenzit start
R _m	[MPa]	Mez pevnosti
R _{p0,2}	[MPa]	Smluvní mez kluzu
SK	-	Svarový kov
t	[s]	Čas
T	[°C]	Teplota
t _f	[h]	Doba do lomu
T _L	[°C]	Teplota likvidu
T _{max}	[°C]	Maximální teplota
TOO	-	Tepelně ovlivněná oblast
T _p	[°C]	Teplota přehřátí
T _s	[°C]	Teplota solidu
t _{T1/T2}	[s]	Doba chladnutí v určitém intervalu teplot
v _r (T)	[mm·s ⁻¹]	Rychlost chladnutí za určité teploty
WM	-	Svarový kov
x, y, z	[cm]	Kartézské souřadnice bodu
Z	[%]	Kontrakce

Symbol (značka, zkratka)	Jednotka	Název
ZM	-	Základní materiál
α	-	Ferit
γ	-	Austenit
δ -ferit	-	Delta ferit
$\Delta t_{8/5}$	[s]	Doba chlazení v intervalu teplot 800 °C - 500 °C
ε	[-]	Poměrné prodloužení
σ	[MPa]	Napětí

Úvod

V celosvětovém měřítku každoročně stoupá spotřeba elektrické energie. Jenom v České republice je deset tepelných elektráren. Kvůli zvyšující se spotřebě elektrické energie bude docházet k modernizacím těchto elektráren nebo k výstavbě nových s vyšším výkonem. Z toho vyplývá zvyšování nároků na používané materiály, a tudíž se vyvíjejí nové progresivní oceli. Mezi tyto oceli se řadí především modifikované (9-12)% Cr oceli.

Z progresivních ocelí se budu podrobněji zabývat ocelí P92 a jejími svarovými spoji. Velký počet komponentů v tepelných elektrárnách je svařován. Tudíž musíme věnovat vysokou pozornost oslabené části tepelně ovlivněné oblasti.

Tato diplomová práce je rozčleněna na část teoretickou a praktickou (experimentální). Teoretická část je zaměřena na žáropevné oceli se studií vysokolegovaných 9-12% Cr modifikovaných ocelí se zaměřením na ocel P92. Dále se práce zabývá tepelně ovlivněnou oblastí, teplotním polem a teplotním cyklem.

V praktické části diplomové práce proběhne měření teplotních cyklů. Budou použity dvě metody svařování. Vybrané naměřené reprezentativní teplotní cykly jednotlivých pásem tepelně ovlivněné oblasti se následně namodelují na dostatečně velký vzorek pro zkoumání mikrostruktury a mechanických vlastností. Na těchto nasimulovaných a reálných vzorcích svaru v oblasti termočlánků se provede mikrostrukturní analýza a měření tvrdosti.

Tato diplomová práce je další částí z rozsáhlého experimentálního projektu o zkoumání jednotlivých pásem tepelně ovlivněných oblastí oceli P92 pro zvýšení životnosti a spolehlivosti svařovaných celků.

1 Rozdělení žárovevých ocelí

Žárovevny oceli používané v technické praxi můžeme rozdělit podle struktury na austenitické a feritické. Podle chemického složení se tyto oceli rozdělují na: [1]

- nelegované (použitelné do 350-400 °C),
- nízkolegované (použitelné do 500-550 °C),
- vysokolegované chromové (modifikované 9-12% Cr) (použitelné do 600-650 °C),
- austenitické (použitelné do 700 °C),
- austenitické vytvrditelné (použitelné do 650-700 °C).

U žárovevých ocelí se musí věnovat pozornost stopovým prvkům, které zhoršují mechanické vlastnosti. Mezi škodlivé stopové prvky patří cín, antimon, olovo, arzén, síra, fosfor, kyslík, dusík a vodík. Naopak přidáním chromu, molybdenu, vanadu, wolframu, niobu a titanu se vytváří stabilní karbidy. [1,2,3]

1.1 Nelegované oceli

Hodnota meze tečení u nelegovaných ocelí omezuje maximální teplotu, kdy tyto oceli mohou pracovat. Hodnoty meze tečení se mění v závislosti na napětí. Tyto oceli se používají pro energetické zařízení, jako jsou trubky, plechy a různé odlitky. Z těchto ocelí se také vyrábějí výrobky pro energetický a petro-chemický průmysl. Obsahy prvků uhlíku se pohybují kolem 0,2 %. Legující prvky manganu se pohybují kolem 0,5 %, mědi a chromu kolem 0,3 %. Trubky z nelegovaných ocelí se válcují z ukladněných, poloukladněných a nekladněných ocelí. Výrobkům z nekladněných ocelí tvářených za studena klesají plastické vlastnosti po výdrži na teplotách 200 °C až 250 °C z důvodu deformačního stárnutí. Proto se raději používá ukladněná ocel. [1, 4]

1.2 Nízkolegované oceli

Tyto žárovevny oceli se nejčastěji používají v poli působnosti meze kluzu a meze tečení. U skupiny ocelí pracujících v oblasti meze kluzu se zabezpečuje mez za normální a zvýšené teploty. Oceli, které působí v oblasti meze tečení nebo také meze pevnosti při tečení, musí mít dobré plastické vlastnosti za zvýšené teploty, odolnost proti oxidaci, dlouhou pracovní životnost, dobrou svařitelnost a tepelnou vodivost. Oblast pracovní teploty použití oceli je v rozmezí 500 až 550 °C. Některé oceli se můžou použít až do 590 °C. Obsah uhlíku a legujících prvků musí být takový, aby se nevytvářel cementit. Vznik speciálních jemných karbidů je přínosné z důvodu zpomalení tečení. Mez tečení lze zvýšit přidáním prvků Mo, W (zpevňují tuhý roztok a zpomalují difúzní

pochody) a také vytvořením zmíněných jemných karbidů, nitridů, intermetalických fází (Mo, W, V, Ti, B, Nb), které nám ovlivňují velikost hranic zrn. Nejčastější legující prvky nízkolegovaných žárovevných ocelí jsou chrom, molybden a vanad. Oceli legované pouze molybdenem se používají málo, protože při dlouhodobé výdrži za vyšších teplot se grafitizuje cementit a vylučuje se lupínkový grafit. Lupínkový grafit v oceli snižuje plastické vlastnosti. Přidáním chromu do oceli se cementit stabilizuje. [1]

1.3 Vysokolegované oceli

V rozmezí pracovních teplot 600 až 650 °C musí vysokolegované žárovevné oceli také mít žáruvzdornost. Z těchto ocelí se vyrábějí přehřívávací trubky parních kotlů, parogenerátory reaktorů chlazených tekutým sodíkem a další výrobky. Do této skupiny patří oceli a speciální slitiny s velkým obsahem chromu (až 12,5 %) a malým obsahem manganu (do 1 %). Mezi další legující prvky patří vanad, který zvyšuje žárovevnost a molybden. Molybden zlepšuje svařitelnost z důvodu tvoření ostrůvku delta feritu v matici. Dobrá odolnost proti korozi do teplot až 850 °C se vyznačuje u žárovevných ocelí s obsahem chromu 11 %. Vysokolegované žárovevné oceli můžeme rozdělit do tří skupin. Do první skupiny patří oceli legované pouze molybdenem. V druhé skupině nalezneme oceli obsahující karbidotvorné prvky Nb, V, W, které mají vyšší mez tečení. V poslední skupině jsou oceli legované ještě kobaltem. U nových vysokolegovaných ocelí používaných v energetice je obsah uhlíku v rozmezí 0,05-0,15 %. [1, 2, 4]

1.4 Austenitické oceli

Austenitické oceli se vyznačují vyšší mezí tečení z důvodu KPC mřížky, ve které probíhají difúzní pochody i za zvýšené teploty pomaleji. Rekrystalizace se projevuje u těchto ocelí mezi 800 až 900 °C, zatímco ferit už rekrystalizuje za teploty 600 °C. Oblast použití je až do teplot 700 °C. Dělíme je dle chemického složení na chromniklové a manganchromové oceli. [1, 3, 4]

1.4.1 Chromniklové austenitické oceli

Mezi základní legující prvky patří chrom a nikl. Pro zvýšení žárovevnosti se přidává wolfram (asi 2 %), molybden (1 až 3 %), niob, vanad, titan a dusík. [1, 4]

Obsah chromu u těchto ocelí se pohybuje mezi 12 až 20 %. Vyšší obsah niklu než u austenitických ocelí zabraňuje vylučování fáze sigma, která snižuje houževnatost. I když molybden zvyšuje žárovevnost, tak jeho výskyt vypomáhá ke vzniku nežádoucích fází sigma a Lavesových fází. Přidáním vanadu do ocelí se zvýší pevnost při tečení i při

nižších teplotách. Austenitické chromniklové oceli obsahující malé množství niobu a titanu vytvářejí s uhlíkem stabilní karbidy. Při dlouhých výdržích za vyšších teplot může niob způsobovat pokles houževnatosti. [1, 2, 4]

U tepelného zpracování austenitických ocelí se používá rozpouštěcí nebo stabilizační žíhání. U rozpouštěcího žíhání se ocel zahřeje na teplotu 1100 až 1180 °C. Výdrž na teplotě je 1,5 h na 25 mm tloušťky. Ochlazování probíhá ve vodě nebo vzduchu. U stabilizačního žíhání je teplota ohřevu mezi 880 až 920 °C. Poté se ochlazuje na vzduchu. [1, 3]

1.4.2 Manganchromové austenitické oceli

Manganchromové austenitické oceli jsou levnější než chromniklové austenitické oceli, protože neobsahují drahý nikl. Příznivé složení těchto ocelí umožňuje pracovat v prostředích s vyšším obsahem síry. Z nízkého obsahu niklu může docházet k poruchám. Z tohoto důvodu se přidává malé množství dusíku ke zvýšení stability austenitu. Ke zvýšení meze tečení se přidávají legující prvky tantalu, niobu, titanu a vanadu. Použitelnost těchto ocelí je v rozmezí teplot 700 až 800 °C. Tepelné zpracování se volí rozpouštěcí žíhání, a to za teplot 1 000 až 1 050 °C s následným ochlazováním na vzduchu. [1, 2]

1.5 Austenitické vytvrditelné oceli

Vytvrditelné žárovečné oceli se používají pro provozní teploty 650 až 750 °C, kdy už provozní teploty nevyhovují austenitickým chromniklovým ocelím. Tyto oceli se vyznačují vysokou mezí pevnosti při tečení, dobrými plastickými vlastnostmi a strukturní stabilitou. Po rozpouštěcím žíhání při teplotě 1 150 °C po dobu 1 h s ochlazením na vzduchu a opětovném zahřátí na teplotu 750 °C po dobu 20 h ocel získá nejlepší mechanické vlastnosti. Po ochlazení z žíhacích teplot je matrice tvořena tuhým roztokem gama s menším množstvím nerozpuštěných karbidů TiC. Mezi legující prvky v této oceli patří Ti, Al, B a Mo, které zvyšují mez pevnosti při tečení. [1, 2]

2 Vysokolegované žárovevné 9–12% Cr oceli

2.1 Tečení materiálu (Creep)

Creep (tečení materiálu) je tendence tuhého tělesa k pomalému neustálému pohybu molekul a deformaci tělesa pod vlivem zatížení. [6]

Tečení u materiálů nastává, pokud je materiál dlouhodobě zatížen pod mezí kluzu nebo pevnost materiálu. Nejčastěji se tečení projevuje u součástí, které jsou za provozu vystaveny vysokým teplotám nebo jsou blízko bodu tavení. [6]

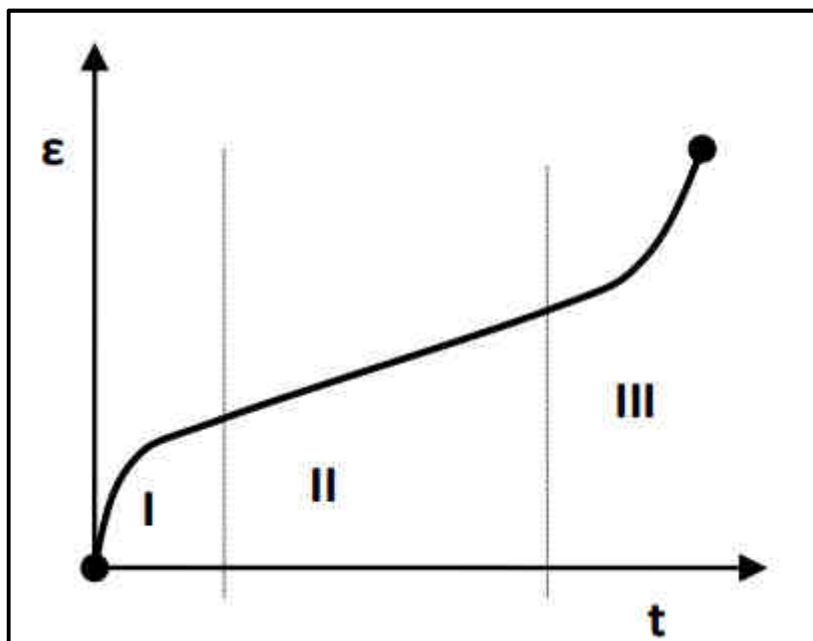
V závislosti na velikosti zatížení a dobu trvání je creepová deformace (rychlost tečení) závislá na zatížení, teplotě, času a vlastnosti materiálu. Creepová deformace může být vlivem zatížení a velmi vysoké teploty tak vysoká, že během krátké chvíle vznikne v součásti trhлина a dojde k jejímu lomu. [6]

2.1.1 Proces tečení

Creep (tečení) se nejčastěji popisuje grafem závislosti poměrného prodloužení na čase.

Křivku můžeme rozdělit do tří částí: [7]

- I – začátek tečení, materiál se zpevňuje a rychlost deformace se zmenšuje.
- II – rychlost deformace je konstantní.
- III – začínají se projevovat lokální poruchy, zmenšování plochy průřezu až do lomu.



Obr. 1: Graf závislosti poměrného prodloužení na čase [7]

2.1.2 Odolnost vůči tečení

V závislosti na teplotě a napětí může plastická deformace při tečení probíhat buď pohybem dislokací, nebo difúzním pohybem atomů. Dislokační tečení probíhá převážně při expozičních podmínkách na tlakové části. K omezení pohybu dislokací mřížkou dosáhneme tím, že zpevníme mřížku tuhého roztoku. [8]

Nejvýznamnějšími mechanismy zpevňování jsou: [8]

a) Precipitační zpevnění

Zpevnění je vyvolané přítomností jemných precipitátů ve struktuře. Jedná se hlavně o karbidy, anebo karbonitridy legujících prvků Cr, Mo, V, Nb. Významný podíl precipitačního zpevnění v nízkolegovaných ocelích má karbid V_4C_3 a Mo_2C . Tyto precipitáty vytváří překážky pohybu dislokací mřížkou a jejich účinek je závislý na vzájemné vzdálenosti částic precipitátu. [8]

b) Zpevnění tuhého roztoku

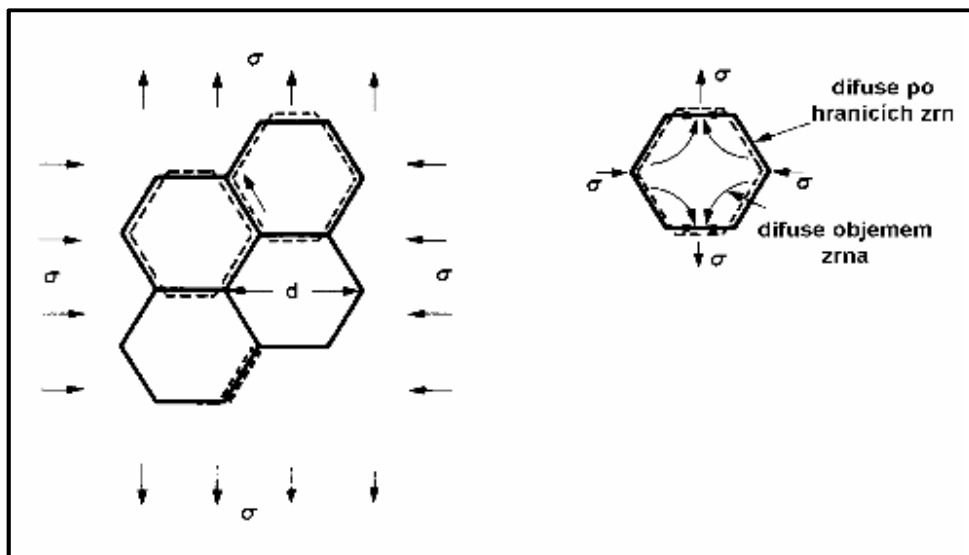
Ve zpevnění tuhého roztoku má Mo a W podstatnou roli. Během creepového procesu se pomocí substituce daných prvků v základní mřížce kovu tvoří deformace, která vytváří účinnou překážku pohybu dislokací. Důsledkem vylučování fází bohatých na Mo a W se zpevňující účinek prvků během creepového procesu vytrácí. Nejen zpevnění, ale i typ mřížky základního tuhého roztoku účinně brání dislokacím v pohybu. [8]

2.1.3 Mechanismy tečení

Difúze atomů je základem creepových procesů. Plastická deformace při tečení je důsledkem součinnosti dvou mechanismů (difúzní a dislokační creep). [9]

Difúzní creep

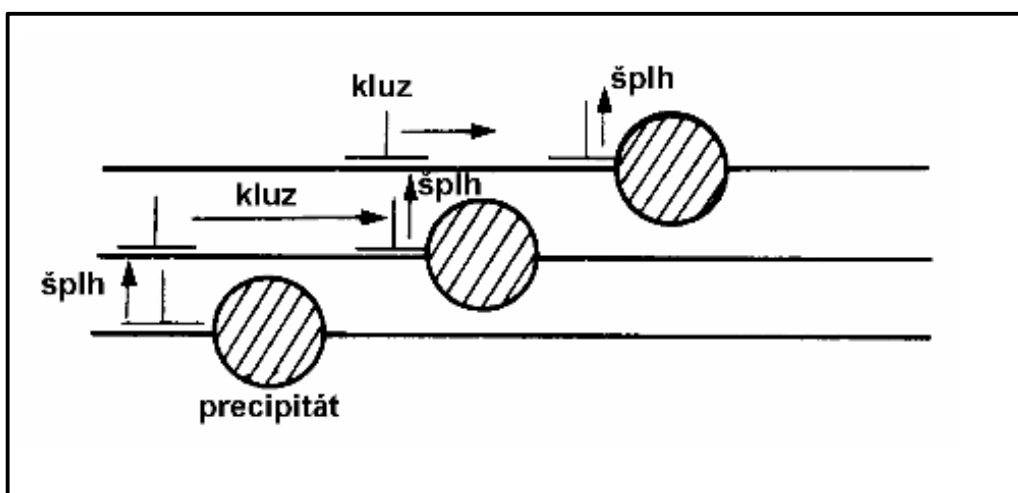
Pro vznik difúzního creepu je zapotřebí nízkého napětí, ale docela vysoké teploty. Vakance mohou difundovat do krystalové mřížky z důvodu hranic mezi krystalovými zrny, kde se nacházejí neuspořádané oblasti. U zatíženého tělesa v okolí hranic zrn dochází k tahové deformaci z důvodu orientace zrn kolmo k tahovému napětí. Tlaková deformace vzniká v okolí hranic rovnoběžných s napětím. Koncentrace bodových poruch se díky difúzi vyrovnávají a ve směru tahového napětí se zrna prodlužují. [9]



Obr. 2: Mechanismus difúzního creepu [9]

Dislokační creep

Difúze atomů může způsobovat uvolnění dislokací, a tím také ulehčit plastickou deformaci (dislokační creep). Napětí pro pohyb dislokací musí překonat odpor a překážky (precipitáty, atomy v tuhém roztoku) krystalové mřížky. Síla působící na dislokaci ve skluzové rovině je rovna s reakční silou od precipitátu. Pokud středem precipitátu neprochází skluzová rovina, objeví se složka síly, snažící se dislokaci vytlačit z její skluzové roviny. Daným směrem se nemůže pohybovat dislokace přemísťováním atomů ve skluzové rovině. K pohybu může dojít oddifundováním atomů, které tvoří hranu vložené poloroviny. Zmíněný proces se nazývá šplhání dislokací a dochází k němu za vyšších teplot. [9]



Obr. 3: Mechanismus dislokačního creepu [9]

2.2 Přísadové prvky

Působení uhlíku a dusíku

Uhlík i dusík silně stabilizují austenit a jsou v něm relativně velmi rozpustné. Malou rozpustnost mají ve feritu, kde z tohoto důvodu vznikají karbidy, nitridy a karbonitridy. S rostoucím obsahem dusíku se karbonitridy $V(C, N)$ precipitují ve větší hustotě a jsou jemnější. V ocelích, které obsahují 0,12 % V je víceméně značné precipitační zpevnění nitridů. Při tomto obsahu karbonitridů dochází k nárůstu precipitačního zpevnění o 6 MPa na 0,001 % obsahu dusíku. Tímto způsobem můžeme snížit náklady na legování oceli. [10, 11]

Působení chromu

Chrom patří mezi nejdůležitější legující prvek ve všech žárovevných ocelích. Tento prvek stabilizuje ferit a přidává se do ocelí kvůli zvyšování korozní odolnosti. S uhlíkem vytváří karbidy M_7C_3 a $M_{23}C_6$, které vedou k rychlému hrubnutí zrn. U ocelí s obsahem Mo kolem 0,5 % působí příznivě na žárovevnost chrom s obsahem až do 1,5 %. V Mo_2C se chrom rozpouští a vytěsňuje molybden do tuhého roztoku, čímž se zvedá žárovevnost. Při vyšším obsahu chromu než 1,5 % se budou tvořit karbidy M_7C_3 a ty pro nás nejsou výhodné. Při popouštění se vytvářejí hrubé tyčinkovité útvary a rozpouští se v něm Mo, čímž ochuzuje tuhy roztok a snižuje jeho žárovevnost. Také v ocelích obsahující dusík vznikají fáze M_2X (Cr_2N). [5, 10, 12]

Působení molybdenu a wolframu

Molybden a wolfram mají atomový poloměr větší než železo. Z tohoto důvodu způsobují změnu mřížkového parametru tuhého roztoku, a tím ho zpevňují. Velmi důležitá je mez rozpustnosti Mo a W v tuhém roztoku. Když je jejich obsah v ocelích vyšší nad mezí rozpustnosti, dochází k precipitaci sekundárních fází bohaté na Mo nebo W. Do těchto fází patří hrubé karbidy M_6C a Lavesovy fáze způsobující snížení zpevnění tuhého roztoku. Karbid M_6C rozpouští malé karbidy, karbonitridy vanadu (VC , VCN) a jemné částice Mo_2C , čímž dojde ke snížení precipitačního zpevnění, poklesu meze kluzu při pokojové teplotě a meze pevnosti při tečení. [13, 14]

Pomocí termodynamických výpočtů pro nízkolegované CrMoV oceli byl prokázán, že ekvivalentní obsah molybdenu by měl být 0,5 %. Při vyšším obsahu dochází k precipitaci Lavesovy fáze, a tím snižování efektu substitučního zpevnění tuhého roztoku. Experimentálně byla ověřena nejnižší rychlost tečení u oceli s 0,5 hm. % molybdenu. [13, 14]

Působení vanadu a niobu

Vanad a niob tvoří karbidy, nitridy a karbonitridy se stechiometrickým poměrem MX. Tyto prvky jsou zastoupené v M a X zastupuje prvky uhlíku, dusíku nebo jejich kombinace. Vznikají tak karbidy MC, nitridy MN a karbonitridy M (C, N). Karbidy vanadu V_4C_3 se vylučují v jemných disperzních formách kvůli vysoké aktivační energii difúze vanadu. Karbidy niobu jsou extrémně stabilní a k rozpuštění těchto karbidů je zapotřebí daleko vyšší teploty než je teplota austenitizace. Výhodou tedy je bránění růstu zrna a jejich nerozpuštění během austenitizace. Když jsou v matici střední vzdálenosti malé a rovnoměrně rozložené, dochází k blokování pohybu dislokací a k nárůstu meze pevnosti při tečení. Při poměru C : V = 1 : 3 až 1 : 4 dosahujeme nejlepších vlastností oceli. [1, 5, 10]

Působení niklu

Nikl stabilizuje austenit a je také grafitotvorný. U žárovevých ocelí způsobuje hrubnutí precipitátů a sníží dlouhodobou creepovou pevnost. Podporuje vznik karbidů M_6C , které pomáhají k destabilizaci karbidů $M_{23}C_6$ (destabilizace struktur subzrn). Zvětšujícím se obsahem niklu s molybdenem vzniká acikulární ferit ve svarovém kovu, který má větší houževnatost. [10, 15]

Působení bóru

Tento prvek je silně nitridotvorný. Bór rozpuštěný v tuhém roztoku snižuje hrubnutí karbidů $M_{23}C_6$ podél hranic původních austenitických zrn v průběhu creepu. Zvyšuje po dlouhou dobu pevnost hranic a subhranic zrn. Velmi kladně také působí proti vzniku trhlin při creepu. Ve vysokých koncentracích kolem 0,015 % se nepříznivě projevuje vznikem hrubého FeW_2B_2 . [10, 16]

2.3 Minoritní fáze v ocelích

Struktura žárovevých ocelí kromě popuštěného martenzitu obsahuje také určitý podíl minoritních fází. Určité druhy karbidů a karbonitridů precipitačně zpevňují ocel a brání růstu zrn. Tyto karbidy jsou ve struktuře požadovány z důvodu zvyšování žárovevnosti. Ve struktuře se také mohou vyskytovat fáze nežádoucí (Lavesova fáze a Z-fáze), které snižují zpevnění. U součástí vystavených teplotní expozici i mechanické zátěži vzniká v mikrostruktuře Z-fáze. [17]

2.3.1 Karbidické fáze

Karbidické fáze se svou stavbou, velikostí a způsobem rozložení v tuhém roztoku mají velký vliv na mechanické vlastnosti ocelí při pokojové teplotě. Při změně podmínek mají zároveň vliv na chování ocelí. Určité karbidy jsou stabilní za austenitických teplot a za vyšších teplot se rozpouští. Dle druhu krystalických mřížek můžeme binární karbidy rozdělit do tří skupin: [5]

1. mřížka kubická (nejstabilnější karbidy)

- a) karbidy typu MC (M_4C_3), TiC, ZrC, VC (V_4C_3), NbC (Nb_4C_3), TaC
- b) karbidy typu $M_{23}C_6$, $Cr_{23}C_6$, $Mn_{23}C_6$

2. mřížka hexagonální a trigonální

- a) hexagonální karbidy s nejtěsnějším uspořádáním - MoC, Mo_2C , WC, W_2C , Ta_2C
- b) trigonální karbidy - M_7C_3 , Cr_7C_3 , Mn_7C_3

3. mřížka ortorombická - M_3C , Fe_3C , Mn_3C

Když je v oceli zastoupeno více karbidotvorných prvků, tvoří se komplexní karbidy a v rovnovážných podmínkách může souběžně existovat až několik typů karbidů. U nejstabilnějších karbidů se železo nerozpouští a prvky tvořící karbidy se téměř nerozpouští v cementitu. U karbidů kubických $M_{23}C_6$ se omezeně rozpouští atomy železa a taktéž karbidotvorné prvky V, W, Mo. [5]

Železo s atomy Mo a W tvoří ternární karbidy typu M_6C mezi ně patří Fe_3W_3C , Fe_2W_4C , Fe_3Mo_3C a Fe_2Mo_4C . U těchto karbidů se atomy W a Mo mohou vzájemně nahrazovat. [5]

Karbid M_3C u rovnovážného stavu s feritem rozpouští 18 až 20 % Cr. Tato velká rozpustnost chromu způsobuje malý rozdíl poloměru atomů železa a chromu. Rozpustnost molybdenu je přibližně 1 %, vanadu 0,1 % a wolframu 1,5 %. [5]

Karbid M_7C_3 ovlivňuje přítomnost chromu v ocelích. Tyto karbidy mohou za rovnovážných podmínek s feritem rozpouštět 30 až 50 % železa. Rozpustnost molybdenu je kolem 2 %. Wolfram ve slitinách Fe-Cr-C tvoří karbidy $M_{23}C_6$, tudíž se rozpustnost wolframu dá těžko zjistit. [5]

Karbid M_6C existuje jako rovnovážná fáze ve slitinách Fe-Mo-C a Fe-W-C. U určitých ternárních soustav se za ideálních podmínek může rozpouštět 60 až 75,4 % molybdenu v tomto karbidu. Rozpustnost chromu v soustavě Fe-Cr-W-C je kolem 8 %. [5]

Karbid M_4C_3 se vyskytuje v soustavách V-C. Rozpustnost železa je kolem 11,5 %, chromu 6 % a rozpustnost molybdenu je až 50 %. [5]

Karbid MX vzniká při popouštění u teplot vyšších než 700 °C. U těchto karbidů existuje plynulý přechod od karbidického složení až k téměř čistému nitridu. Je závislý na chemickém složení oceli, hlavně na obsahu dusíku, niobu a vanadu. Karbidy TiX a NbX se rozpouštějí při teplotě 1 150 °C a karbidy VX při teplotě 1 100 °C. Precipitace karbidu u TiX je v rozmezí teplot od 650 °C do 950 °C, u NbX se pohybuje v rozmezí od 650 °C do 950 °C a u VX se pohybuje od 550 °C až 750 °C. [5]

2.3.2 Intermetalické fáze

Z-fáze

Prospěšná zpevňující nitridická Z-fáze ve formě CrNbN je známa z austenitických ocelí legovaných niobem. Zpevňuje matici velmi jemnými částicemi. U martenzitických 9-12% Cr ocelí legovaných V a Nb se vyskytuje modifikovaná Z-fáze Cr (V, Nb)N. Z-fáze obsahuje prvky jako karbonitridy MX. Precipitace je tudíž doprovázena rozpouštěním prospěšných částic MX. Vytvoření jedné částice Z-fáze způsobí rozpuštění přibližně 1 000 částic MX. Oceli obsahující velké částice Z-fáze značně snižují creepovou pevnost oproti stejné oceli obsahující karbonitridy MX. [18, 19, 20]

Rychlost nukleace Z-fáze založená na výpočtu hnací síly ukazuje, že přítomnost chromu v oceli urychluje precipitaci této fáze. Obsahy chromu v ocelích (10 % a vyšší) výrazně zrychlují precipitaci Z-fáze. U oceli s obsahem 11-12 % Cr dochází k precipitaci za teploty 650 °C a k celkovému rozpuštění částic MX během 14 tisíc hodin. Precipitaci Z-fáze není možné zcela zastavit. Můžeme ji pouze zpomalit, aby se po dobu životnosti energetického zařízení nesnižovala creepová pevnost. Precipitace Z-fáze představuje velký problém pro dlouhodobou strukturní stabilitu nové generace 9-12% Cr ocelí, kde je creepová pevnost získávána disperzním zpevněním pomocí karbonitridů (V, Nb). [18, 19, 20]

Ferit delta

U nedostatečného účinku feritotvorných prvků s austenitotvornými prvky může ve struktuře za austenitizačních teplot vzniknout určitý podíl δ -feritu. Není schopen martenzitické transformace po ochlazení a zůstává ve struktuře po tepelném zpracování. Výskyt δ -feritu znamená zhoršení creepové pevnosti. U rozhraní δ -ferit – martenzit vzniká velký koncentrační rozdíl, který způsobuje urychlení difúze a rychlejšího hrubnutí s rozpouštěním precipitátů. K tomu v oblastech δ -feritu má creepová deformace rozdílný průběh než v martenzitu. [18]

Lavesova fáze

Jsou to intermetalické fáze vznikající mezi prvky s většími rozdíly v atomových poloměrech. Vyskytují se ve dvou krystalických mřížkách. V kubické mřížce s 24 atomy v každé elementární buňce je to například fáze MgCu_2 . U hexagonální mřížky to může být fáze MgZn_2 . Lavesové fáze vznikají, pokud je splněná podmínka poměru atomových poloměru prvního a druhého prvku v rozmezí 1,09 až 1,34. U ocelí 12 % Cr s vyššími obsahy W a Mo se vyskytují Lavesovy fáze ve formě Fe_2W . [1, 4]

2.4 Zpevňující mechanismy v ocelích

Vysoké nároky jsou kladeny na součásti v energetickém nebo chemickém průmyslu. Po daném čase dochází ke snižování vlastností těchto součástí a také ke zkracování jejich životnosti. Pro prodloužení životnosti se snažíme zpomalit degradační procesy co nejvíce. Většinou není možné upravit provozní podmínky (teplota, mechanické zatížení, pracovní médium, provozní režim, okolní prostředí). Proto musíme upravit vlastnosti součástí a nejčastěji vlastnosti materiálu. Možnost jak zvýšit užité vlastnosti materiálu je změna jeho struktury. [21]

U žárovevných ocelí je nejvýznamnější degradační mechanismus creep. Projevuje se při působení konstantního napětí pozvolnou plastickou deformací pod mezí kluzu. [21]

Plastická deformace ocele úzce souvisí s pohybem dislokací. Zpevňovací procesy oceli spočívají v ztěžování pohybu a vzniku dislokací. Nesmí dojít k úplnému zablokování z důvodu křehkého lomu součástí. V zpevňovacím procesu dochází k zvýšení pevnostních vlastností oceli a snížení plastických vlastností. Na vlastnosti oceli se podílejí kombinace základních druhů zpevnění, jako jsou: [21]

- substituční a intersticiální,
- dislokační,
- precipitační,
- zpevnění hranicemi zrn,
- fázovou transformací.

2.4.1 Substituční a intersticiální zpevnění

Substituční zpevnění

Prvky Si, Cu, Mn a Mo významně zpevňují ferit. Zpevnění u austenitu významně zvyšují prvky W, Mo, V a Si. Mírné zvýšení zpevnění je prvky Cu, Mn, Co a snížení zpevnění je docílené Ni. Zpevnění feritu prvky Si, Cu a Mn je mnohem větší než v austenitu. [21]

U feritu dochází ke zpevnění, pokud nedojde k výraznému snížení plastických vlastností a houževnatosti oceli do určitých koncentrací substitučních prvků. U vyšších koncentrací klesá přírůstek pevnostních a plastických vlastností s houževnatostí. Zvyšováním obsahu těchto prvků se jeví jako nežádoucí. Obsahy prvků jsou v ocelích obvykle větší z důvodu precipitačního zpevnění, a také pro tvorbu precipitátů. [21]

Aby u oceli bylo rovnoměrné rozložení zpevnění, musí být také rovnoměrně rozloženy substituční prvky. Hlavně u svarových spojů se substituční zpevnění mění v pásmu tavného svaření oceli vlivem různého chemického složení. [21]

Příspěvek substitučního zpevnění k celkové pevnosti oceli se považuje za nízký, protože většina obsahu substitučních prvků se spotřebovává k tvorbě precipitátů. Prvky molybdenu a wolframu tvoří výjimku. Tyto prvky mají pozitivní vliv na kohezivní pevnost hranic zrn, proto je důležitá jejich přítomnost v tuhém roztoku než precipitátech. [21]

Intersticiální zpevnění

Intersticiální zpevnění je obdobné jako zpevnění substituční. Dochází zde k distorzi mřížky v okolí intersticiálního atomu. Intersticiální tuhé roztoky na bázi železa se tvoří pouze s atomy malých atomových poloměrů, které se umístí v mezizulových polohách feritu v mřížce KSC nebo austenitu v mřížce KPC. Protože v těchto polohách je volný objem malý, tvoří intersticiální tuhý roztok se železem pouze tyto prvky (H, B, C, N a O). [21]

Intersticiální atomy vytvářejí překážky proti šíření dislokací. Energeticky výhodné jsou pro ně čela dislokací. Pokud dojde k jejich přemístění do těchto oblastí, mohou zpomalit nebo zcela zastavit pohyb dislokací. [22]

Intersticiální zpevnění je do celkové pevnosti malé jako u substitučního zpevnění. Velký obsah intersticiálních prvků se spotřebovává na tvorbu precipitátů. Vyznačují se oproti substitučním prvkům rychlejším difúzním pohybem. S rostoucí teplotou výrazně narůstá rozdíl v difúzních rychlostech substitučních a intersticiálních prvků. [22]

2.4.2 Dislokační zpevnění

Dislokační zpevnění vzniká interakcí volných dislokací s dislokacemi v nepohyblivých konfiguracích (v dislokačních sítích, shlucích, lesích). Příspěvek tohoto zpevnění k celkové pevnosti je stanoven hustotou dislokací, která souvisí s velikostí plastické deformace i s deformačním zpevněním. [2]

2.4.3 Precipitační zpevnění

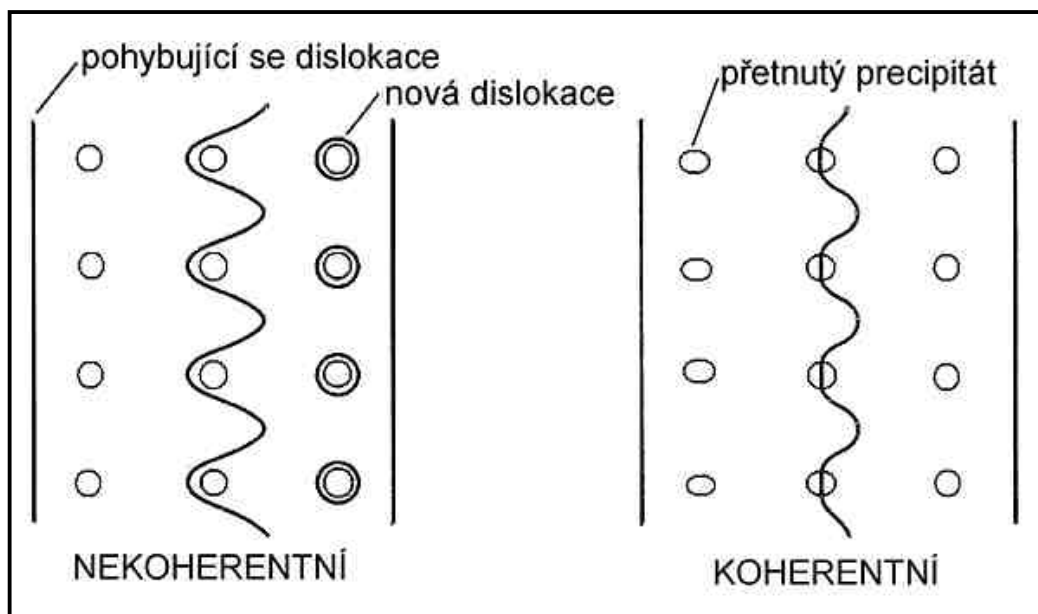
Hlavní význam odolnosti ocelí proti creepu má precipitace karbidů a karbonitridů v průběhu tepelného zpracování i při teplotní expozici ocelí. Rozlišujeme dva průběhy precipitace: [2]

- **Kontinuální precipitace** - vzniká při nižší míře přechlazení a velké hnací síle fázové přeměny. Precipitáty se vytvářejí jako jemné disperzní částice nové fáze v celém objemu materiálu. I když probíhají v celém objemu, může se jejich rychlost lišit v různých místech. Tyto vzniklé precipitáty se nejvíce podílejí na zpevnění oceli. [2]
- **Diskontinuální precipitace** - vzniká při vyšší míře přechlazení a nízké hnací síle fázové přeměny. Precipitáty se vytvářejí jako nové fáze v některých oblastech materiálu. Nejčastěji vznikají na hranicích zrn. Nukleace těchto precipitátů je obtížnější, ale další růst částic bývá už velmi rychlý [2].

Při průchodu dislokací přes precipitáty může dojít ke dvěma druhům vzájemného působení. Toto vzájemné působení se dělí podle příbuznosti mřížky precipitátu a matrice: [2]

a) Zpevnění koherentními precipitáty

Zvýšení skluzového napětí je dáno vzájemným působením rozdílných mřížkových konstant částic a krystalické mřížky matrice. Také to může být způsobeno rozdílem měrné energie vrstevné chyby v částici a v základní mřížce matrice nebo zvětšením fázového rozhraní mezi maticí a částicí. Malé koherentní částice protnou dislokace v malém úhlu a postup dislokací zpomalí. I když se postup zpomalí, tak dislokace přes precipitát projdou. Malé precipitáty jsou deformovatelné a průchodem dislokací se zvětšuje plocha rozhraní mezi precipitátem a maticí (viz obr. 4). [2]



Obr. 4: Vzájemné působení precipitátů s dislokacemi [2]

b) Zpevnění nekoherentními precipitáty

Dislokace přes nekoherentní precipitáty neprojdou a zachytí se. Dislokace se s narůstajícím napětím prohýbá. Dosáhne-li potřebného napětí, prohnuté části dislokace se za precipitátem spojí a dislokace překoná precipitáty. Při průchodu přes nekoherentní částice zůstávají kolem precipitátu dislokační smyčka (viz obr. 4). [2]

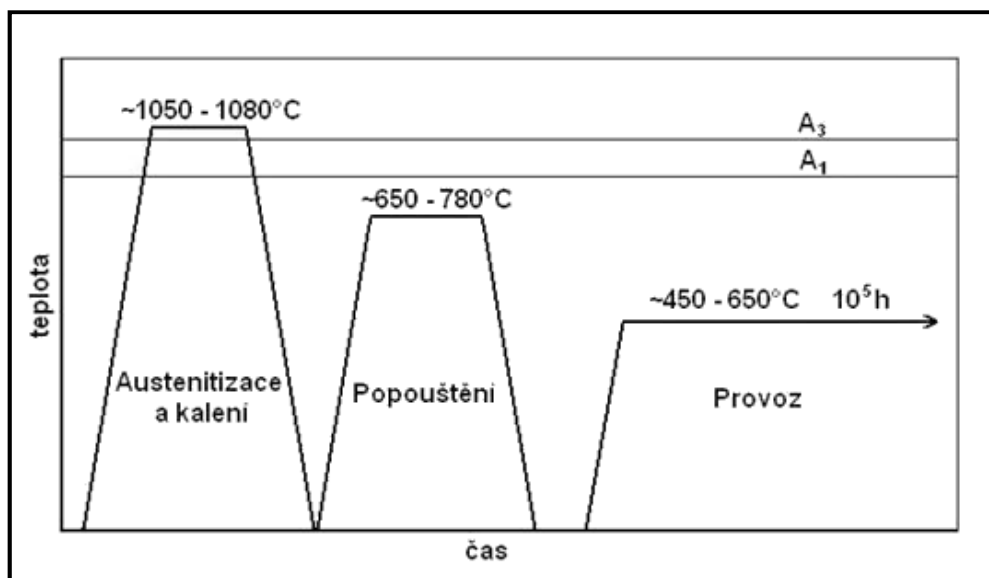
Překážkami pro pohyb dislokací mohou být samotné precipitáty i deformační pole kolem nich. V matici zůstává zbylé množství přísadových atomů přispívající ke zpevnění oceli substitučním a intersticiálním zpevněním. [2]

2.4.4 Zpevnění hranicemi zrn

Nepřekonatelnou překážkou pro pohyb dislokací jsou hranice zrn, kde dochází k hromadění dislokací. Nahromaděné dislokace se projeví napěťovým polem v okolí hranic zrn. Vliv hranic zrn na velikosti meze kluzu vyjadřuje Hallův-Petchův vztah, který platí pro statické zatěžování při pokojové teplotě. [21, 22]

2.4.5 Zpevnění fázovou transformací

Tepelné zpracování žárovevných ocelí má hlavní vliv na jejich žárovevnost. Pod tepelným zpracováním rozumíme tři různé procesy (žíhání, kalení a popouštění). Součásti z žárovevných ocelí se nejčastěji zušlechťují (kalení + popouštění). Některé se pouze normalizačně žíhají. Příklad tepelného zpracování u žárovevných ocelí je na obr. 5. Každé tepelné zpracování s překrystalizací předchází austenitizace, která se provádí za teploty 1 050 – 1 080 °C. Austenitizace má za cíl transformaci matrice (feritické, perlitické, bainitické, martenzitické nebo jejich směsí) na austenit s rozpuštěním většiny minoritních fází, aby nedošlo výraznému zhrubnutí zrna. Po austenitizaci se zařazuje kalení, u kterého spočívá princip rychlého ochlazení austenitu pod teplotu začátku příslušné přeměny (M_S pro martenzitické a B_S pro bainitické kalení). Z ARA diagramu dané oceli získáme teploty přeměn a potřebné rychlosti ochlazování. Kalením se může dosáhnout martenzitické, bainitické nebo bainiticko-martenzitické struktury. Vysokolegované oceli mají často výbornou prokalitelnost, a tudíž obvykle vznikne martenzitická struktura. Následující vysokoteplotní popouštění se provádí za účelem vzniku určitého podílu minoritních fází, které příznivě působí na žárovevnost. Popouštěcí teplota se volí v rozsahu teplot 650 až 780 °C. Snahou je docílit co nejstabilnější a neměnné struktury. Popouštěcí teplota musí být však vyšší než teplota provozní. [2, 21]



Obr. 5: Graf tepelného zpracování žárovevných ocelí a následného provozu [21]

3 Studie oceli P92

Ocel P92 je martenzitická ocel s 9 % Cr pro energetické zařízení s nadkritickými parametry páry. Tato ocel je modifikace starší konstrukční oceli P91 s rozdílem legujících prvků wolframu (1,5 – 2,0 hm. %) a niobu (0,04 – 0,09 hm. %) pro zvýšení odolnosti proti creepu. [23]

Označení oceli

V tabulce 1 jsou uvedeny označení oceli číslo 1.4901 dle DIN a ASTM/API.

Tabulka 1: Označení oceli číslo 1.4901 dle DIN a ASTM/API [24]

Ocel číslo	DIN	ASTM/API
1.4901	X10CrWMoNb 9-2	P92

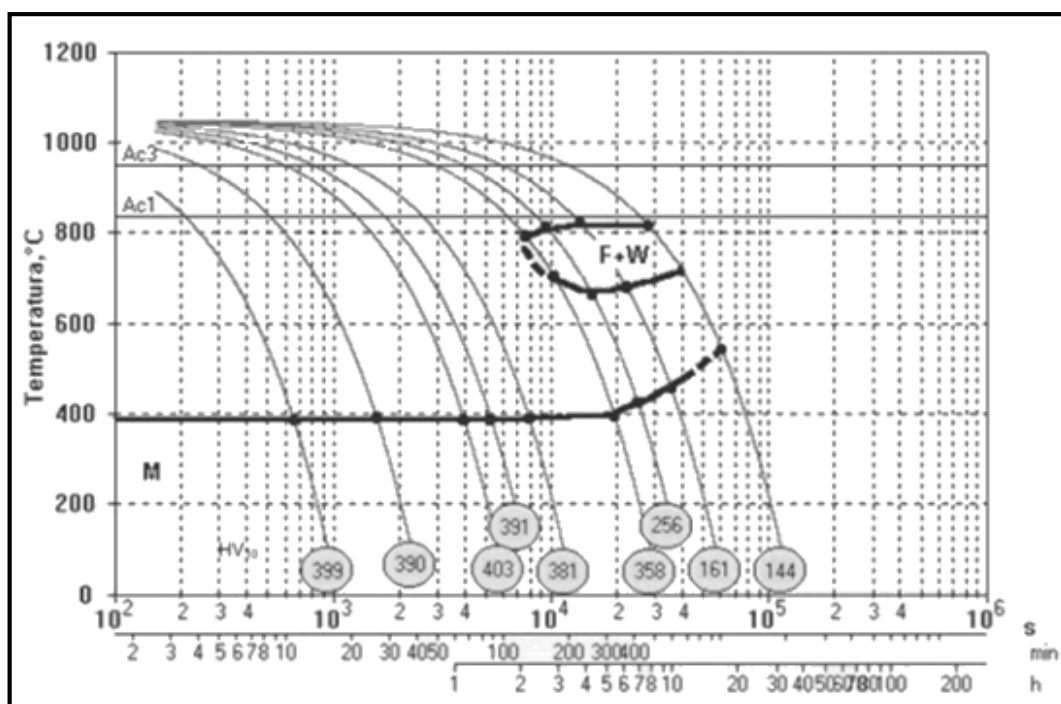
Chemické složení

V tabulce 2 jsou uvedeny obsahy prvků v hm. % dle ASTM.

Tabulka 2: Chemické složení dle ASTM [25]

Typ oceli	Obsah prvků v hm. % dle ASTM												
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	V	W	Nb	B	Al	N
P92	0,07	0,30	max	max	max	8,50	0,30	0,15	1,5	0,04	max	max	0,03
	- 0,13	- 0,60	0,50	0,02	0,01	- 9,50	- 0,60	- 0,25	- 2,0	- 0,09	0,006	0,04	- 0,07

Ara diagram



Obr. 6: ARA diagram oceli P92 [25]

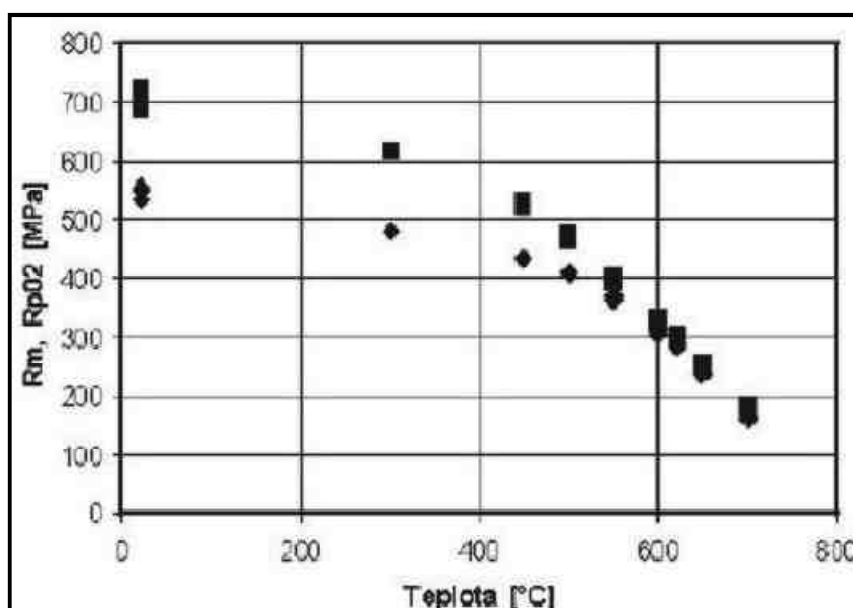
Mechanické vlastnosti

Chemické složení silně ovlivňuje mechanické vlastnosti. Přítomnost velkého počtu legujících prvků a jejich obsahy v oceli způsobují, že ocel P92 má speciální mechanické vlastnosti. Na mechanické vlastnosti má také vliv tepelné zpracování oceli. Modifikované 9-12% Cr oceli jsou používány ve stavu normalizačně žíhaném a popouštěném nebo kaleném a popouštěném (zušlechtěném). Po výchozím tepelném zpracování je mikrostruktura tvořena popouštěným martenzitem. V tabulce 3 jsou uvedeny základní mechanické vlastnosti podle normy ASTM a EN 10216-2. [23]

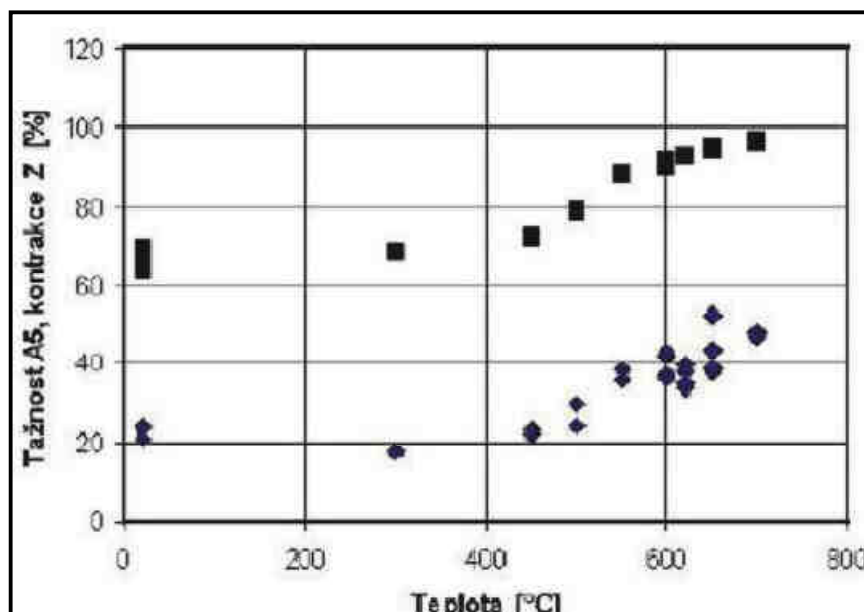
Tabulka 3: Mechanické vlastnosti oceli P92 dle ASTM a EN 10216-2 [26, 27]

Typ oceli	Norma	-	Rm [MPa]	Rp0,2 [MPa]	HB [-]	A [%]		KV [J]	
						Podélně	Příčně	Podélně	Příčně
P92	ASTM	Min	620	440	-	20		-	-
		Max	-	-	250	-	-	-	-
	EN 10216-2	Min	620	440	-	19	17	40	27
		Max	850	-	-	-	-	-	-

Na obr. 7 a 8 jsou ukázány závislosti mechanických hodnot při provozní teplotě. Při teplotách 600 až 650 °C a po době 10^4 hod dochází k poklesu hodnot meze pevnosti a meze kluzu přibližně o 50 MPa. Tažnost A_5 přitom stoupla o 1/3 a vrubová houževnatost klesla na polovinu. [23]



Obr. 7: Pevnostní charakteristika oceli P92 (Rm, Rp0,2) [23]

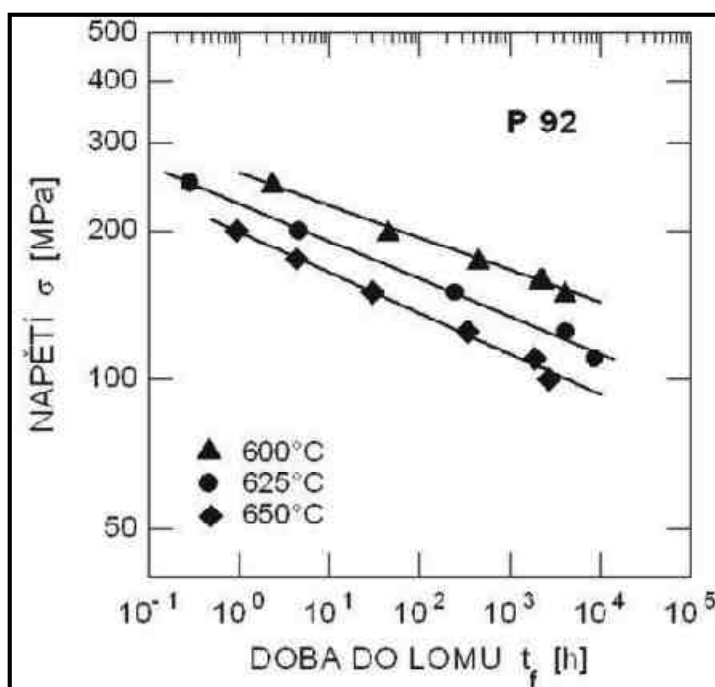


Obr. 8: Pevnostní charakteristika oceli P92 (A_5 , Z) [23]

Creepové zkoušky

Zkoušky tečení (creepové zkoušky) se provádějí jednoosým tahem při konstantním zatížení. Výsledkem zkoušky jsou creepové křivky uvedené na obr. 9. Vliv teplotní degradace je zde velmi patrný. Při zvýšení teploty z 600 °C na 650 °C vidíme zkrácení doby lomu o 2 řady. [23]

U reálných konstrukcí v energetickém průmyslu jsou součásti vytvořeny tvarovými změnami a svarovými spoji. Tímto se výrazně ovlivňuje dlouhodobé creepové chování a creepové křivky se posunují ke kratším dobám do lomu. [23]



Obr. 9: Závislost mezi napětím a dobou do lomu pro ocel P92 [23]

Skutečným napěťovým podmínkám součástí energetických zařízení pracujících v podmínkách creepu odpovídá více zkouška vnitřním přetlakem než zkouška tečení s konstantním zatížením jednoosým tahem. Žáropevnost svarového spoje je při zkoušce vnitřním přetlakem srovnatelná se žáropevností základního materiálu. [23]

Fázové složení P92

U oceli P92 jsou pozorovány fázové složení $M_{23}C_6$, MX a Lavesovy fáze. Fáze $M_{23}C_6$ a MX jsou pozorovány už po tepelném zpracování po svařování. Lavesovy fáze jsou pozorovány až po stárnutí při teplotě 625 °C. [28]

Tabulka 4: Fázové složení oceli P92 po tepelném zpracování a umělém stárnutí [28]

Typ oceli		Fázové složení		
		$M_{23}C_6$	MX	Lavesovy fáze
P92	Tepelné zpracování po svařování	x	x	-
	625 °C / 10 h	x	x	-
	625 °C / 20 h	x	x	-
	625 °C / 1 000 h	x	x	x
	625 °C / 3 000 h	x	x	x
	625 °C / 9 000 h	x	x	x

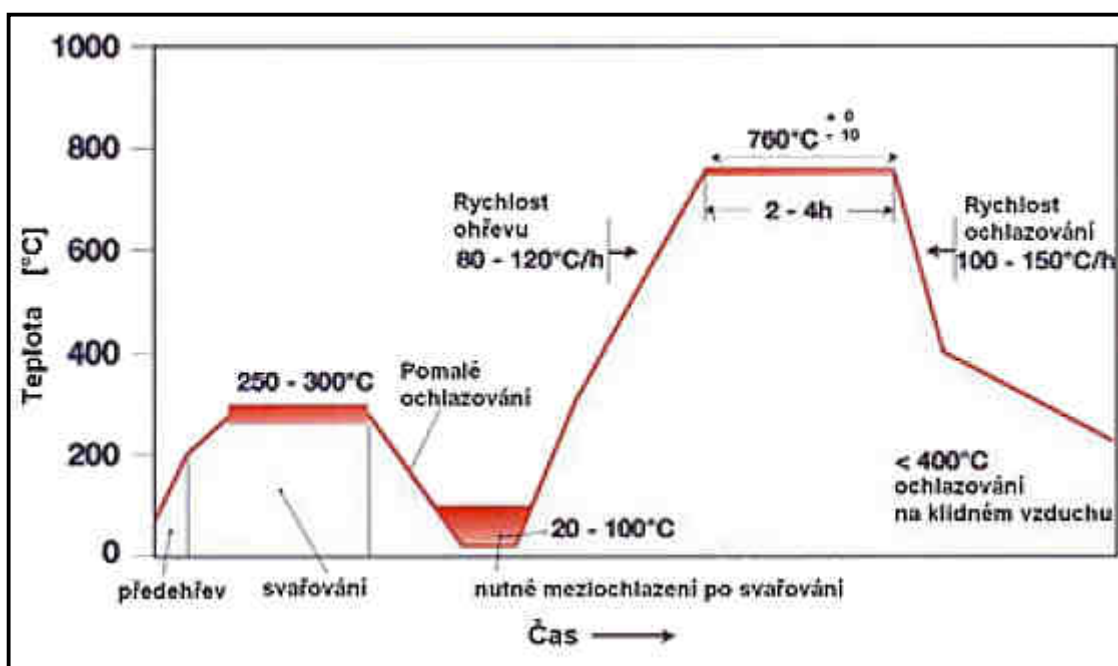
Svařitelnost

Teplota A_{C1} u oceli P92 je nad 800 °C a teplota M_f je kolem 100 °C. Teplota M_s u typu oceli P92 je cca 350 – 380 °C. Uvedené teploty určují teplotní režim při svařování. Doporučený teplotní režim u oceli P92 je uveden na obr. 10. Nízký obsah uhlíku u oceli umožňuje snížení teploty předehřevu pod teplotu M_s . Z tohoto důvodu zůstává při svařování v mikrostruktuře malé množství austenitu, které je plastické a rozpouští větší množství difúzního vodíku. Vytvářející martenzit musí být popouštěn v průběhu svařování následující svarovou housenkou. [29]

Mimořádně důležitý požadavek při svařování je použití housenek o výšce cca 2,5 mm. Svarové spoje se musí z maximální teploty interpass 300 °C pomalu ochladit blízko pod teplotu M_f a popustit. Materiály větších tloušťek se nedoporučuje ochlazovat na teplotu okolí, ale pouze těsně pod teplotou M_f . Ochlazení je důležité z důvodu vynikajícího austenitu při svařování s teplotou předehřevu pod teplotou M_s , který se transformuje na martenzit ještě před popouštěním svarového spoje. Pokud by se tak

nestalo, martenzit by se transformoval až v průběhu žíhání a došlo by tím ke snížení plastických vlastností svarového spoje. [29]

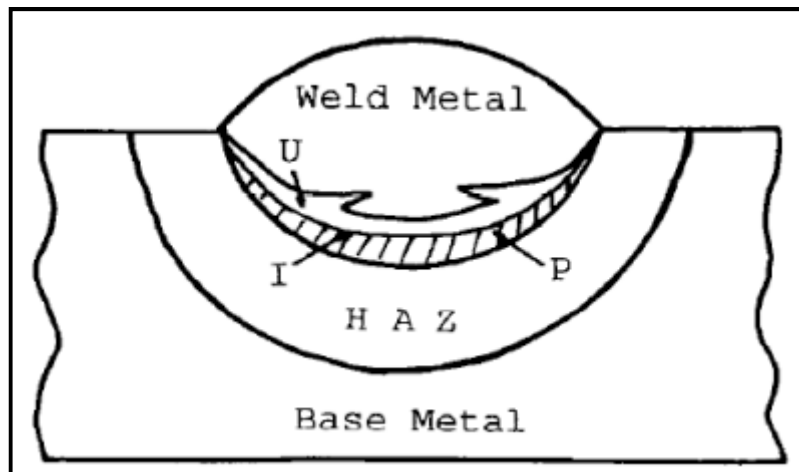
Ocel P92 je náchylná na nízkoteplotní žíhací praskavost. Z tohoto důvodu musí být ohřev a ochlazování prováděno pomalu podle doporučení (viz obr. 10). Výdrž na teplotě popouštění je závislá na tloušťce svařovaného materiálu a použitým přídavným materiálu. [29]



Obr. 10: Teplotní režim v průběhu svařování a tepelného zpracování oceli P92 [29]

4 Studie tepelně ovlivněné oblasti svarového spoje a teplotních cyklů svařování

4.1 Tepelně ovlivněná oblast



Obr. 11: Svarový spoj (U – oblast bez promísení materiálů; P – částečně promísená oblast; I – rozhraní svarový kov; HAZ – tepelně ovlivněná oblast (TOO); Base Metal – základní materiál) [31]

K nerozebíratelnému spoji dochází při procesu svařování vzájemným ztavením materiálů. Natavená část spoje je označena jako svarový kov (WM – Weld Metal). Část spoje ovlivněného vneseným teplem označujeme jako tepelně ovlivněnou oblast (HAZ – Heat Affected Zone). Neovlivněný materiál se označuje jako základní. Rozhraní svarového spoje nebo také pásmo ztavení (I) je přechod mezi svarovým kovem a TOO (HAZ). Toto rozhraní odděluje od sebe dvě oblasti. První oblast je část svarového spoje, kde došlo k částečnému natavení a promísení základního i svarového kovu (P). Druhá oblast je část svarového spoje, ve kterém nedošlo k promísení materiálů (U). [30, 31]

Vliv teplotních cyklů při svařování se nejvíce projevuje v TOO. Dochází v nich k výrazným změnám mikrostruktury a vlastností základního materiálu. TOO se vlivem těchto změn dělí na několik podoblastí. Tyto podoblasti nemají ostré hranice a plynule přechází od rozhraní svarového spoje po základní materiál. Každá podoblast TOO má charakteristickou strukturu a vlastnosti. Množství uhlíku v oceli ovlivňuje nejvýrazněji vzhled TOO. [31, 32]

Oblasti svarového spoje:

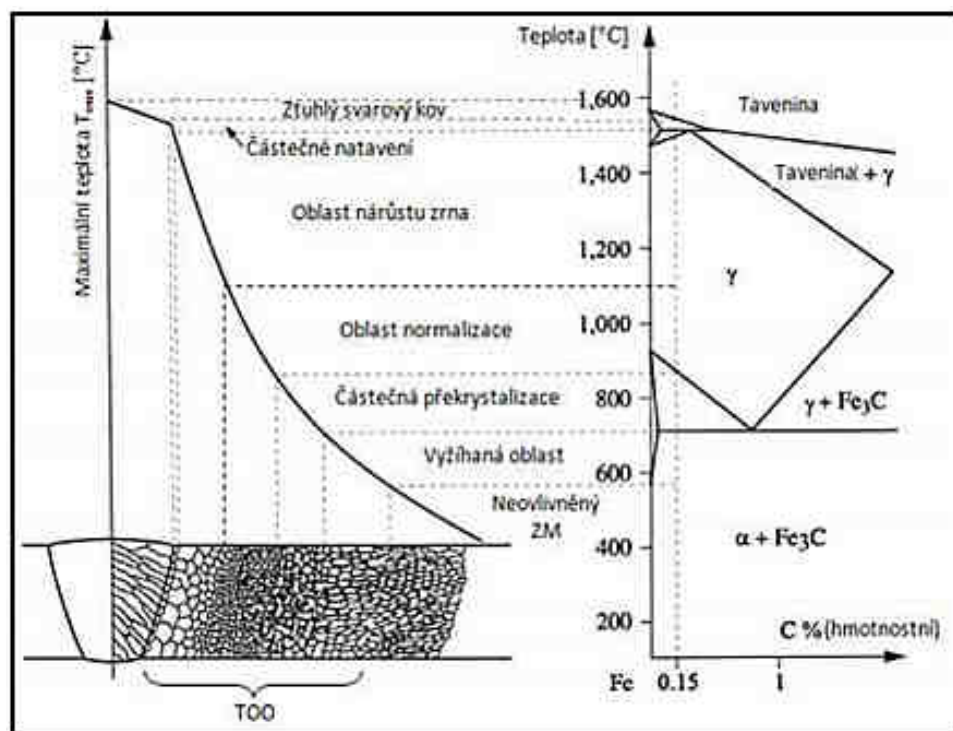
- a) **Svarový kov** - Skládá se ze základního materiálu a přídavného materiálu (elektrod nebo svařovacího drátu). Svarový kov by měl mít pevnost a houževnatost shodující se s vlastnostmi základního materiálu. Výsledné vlastnosti jsou určeny celým souborem technologických a materiálových faktorů. Velikost primárních zrn závisí na množství roztaveného kovu. Výskyt hrubší primární struktury roste se zvětšujícím se objemem roztaveného kovu. Torsní úhel určuje úhel styku rostoucích krystalů ve středu svarového spoje a dále, do jaké míry budou vytlačovány nečistoty před roztavený kov nebo popřípadě zamrznou v tuhoucím kovu. [30]

- b) **Oblast ztavení (pásmo částečného natavení)** - Je to oblast koexistence taveniny a austenitu, kde dochází k natavení základního materiálu a k promíchání se svarovým kovem. U rozhraní svarového spoje ferit/austenit dochází k hrubé změně chemického složení. Tvar tohoto rozhraní závisí na použité technologii svařování a často má vlnitý charakter s četnými místy, kde došlo k promísení obou kovů. Po tepelném zpracování může být rozhraní určeno nerovnoměrnou vrstvou vyprecipitovaných karbidických částic. [34, 35, 36]

- c) **Hrubozrnná oblast (pásmo přehřátí)** - V této oblasti je nejvyšší teplota vysoko nad transformační teplotou A_{C3} a dochází zde k rozpouštění precipitátů bránících růstu zrn za nižších teplot. Když dojde k oduhličení svarového spoje ferit/austenit na méně legované oceli, je tato oblast po tepelném zpracování po svařování tvořena feritickými zrny bez karbidů. [32, 33]

- d) **Oblast normalizace** - Tato oblast se pohybuje nad teplotou A_{C3} až do teplot kolem 1 100 °C. Důsledkem fázové transformace γ/α vzniká jemnozrnný austenit. Je to oblast označována za nejslabší část svarového spoje během creepové expozice. [32]

- e) **Interkritická oblast (pásmo částečné překrystalizace)** - Leží mezi teplotami A_{C1} a A_{C3} . Kvůli tomu dochází k částečné transformaci α na γ během ohřevu. Na hranicích zrn původní struktury vzniká austenit. Během tepelného zpracování po svařování se rozpouští část precipitátů a dochází k hrubnutí nerozpuštěných částic. Vzniká tím jemnozrná zóna v TOO s nejnižšími hodnotami tvrdosti. [32]
- f) **Vyžíhaná oblast** - Teplota u této oblasti se nedostává nad teplotu A_{C1} . I když je tato část lokálně přehřátá, nedochází tak k fázové transformaci. Pokles tvrdosti ve vyžíhané oblasti můžeme pozorovat u některých typů slitin. [32]
- g) **Neovlivněný základní materiál** - Tato oblast bývá zahřátá cca do 500 °C a nedochází zde k výrazným změnám základního materiálu. Průběh mikrostruktury celé TOO svarového spoje je na obr. 12. [32]



Obr. 12: Vliv teplotního účinku svařování na strukturu svarového spoje [37]

4.2 Teplotní pole

Při svařování působením soustředěného zdroje tepla dochází ke krátkodobému intenzivnímu ohřevu materiálu na vysoké teploty. Tímto vneseným teplem se natavuje malý objem kovu, který v důsledku tepelné vodivosti ohřívá i okolní oblast základního materiálu. Po krátké době se teplota kovu v místě svařování mění v širokém rozsahu (od teploty prostředí až do teploty tavení). Za zdrojem ohřevu se kov ochlazuje. [38]

Při svařování způsobují vysoké teploty a jejich změny v základním materiálu: [38]

- a) Fázové přeměny,
- b) Fyzikálně chemické reakce (probíhající ve svarové lázni),
- c) Změny struktury ve svarovém spoji,
- d) Změny objemu (ve svarovém spoji způsobují vnitřní napětí a deformace).

Velikost rozsahu uvedených změn závisí na: [38]

- a) Druhu základního materiálu (chemické složení, fyzikální vlastnosti a geometrických rozměrů),
- b) Technologii svařování (způsob, parametry, postup a metalurgii svařování).

Tyto faktory také určují v celém svarovém spoji rozložení teplot, které jsou pro metalurgii svařování velmi důležité. [38]

Teplotní pole tvoří souhrn okamžitých hodnot teplot ve všech bodech sledovaného prostoru. Toto pole se zobrazuje pomocí izotermických ploch nebo izotermických čár. Je-li teplota funkcí času, vzniká tím pole neustálené (nestacionární). Jestli se teplota s časem nemění, tak se toto teplotní pole nazývá ustálené (stacionární). Pokud je teplota funkcí jedné, dvou nebo tří souřadnic, potom rozlišujeme jednorozměrné, dvourozměrné a třírozměrné teplotní pole. [38]

Jednorozměrné teplotní pole

Vzniká v útvaru, ve kterém můžeme zanedbat teplotní gradient ve dvou souřadných osách a bereme v úvahu šíření tepla pouze ve směru jedné osy. Předpokládáme, že přivedené teplo je koncentrované v malém objemu daného jednorozměrného útvaru a také rovnoměrně rozdělené po celé ploše příčného průřezu. Tento případ můžeme pozorovat při tavení elektrody elektrickým obloukem nebo při navařování housenky na úzký ocelový pás. Předpokládá se, že tyto předměty mají nekonečnou délku a je zanedbán přestup tepla do okolního prostředí. [38]

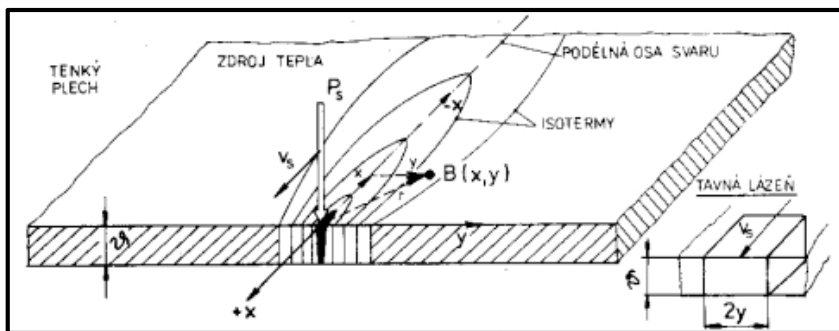
Dvojrozměrné teplotní pole

Vyskytuje se při svařování tenkých plechů, u kterých zanedbáváme teplotní gradient ve směru osy z . Předpokládáme, že teplo je rovnoměrně rozložené po celém příčném průřezu uvažované desky a nevzniká žádný teplotní rozdíl ve směru její tloušťky. [38, 39]

Tento předpoklad je přesnější tím, čím je: [38, 39]

- deska tenčí,
- rychlost svařování menší,
- součinitel tepelné vodivosti větší,
- součinitel přestupu tepla z desky do okolního prostředí menší.

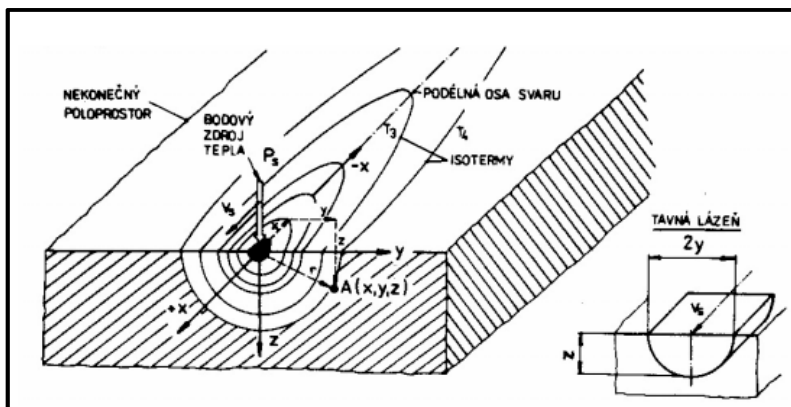
V praxi se nejvíce blíží tomuto teplotnímu poli svařování svazkem elektronů nebo laserem o vysokém výkonu. [38, 39]



Obr. 13: Dvojrozměrné teplotní pole [39]

Třírozměrné teplotní pole

Toto teplotní pole vzniká při svařování tlustých plechů. Vnesené teplo při svařování se v základním materiálu šíří ve všech třech směrech os x , y , z . Teoreticky předpokládáme, že svařovaný předmět je prostorově nekonečně velký. Přesnost předpokladu bude větší, čím budou větší rozměry svařovaných dílu, kratší svařovací proces a menší součinitel tepelné vodivosti základního materiálu. V praxi se nejvíce blíží případ navařování housenky tenkou elektrodou s nízkým proudem na tlustý plech. [38, 39]

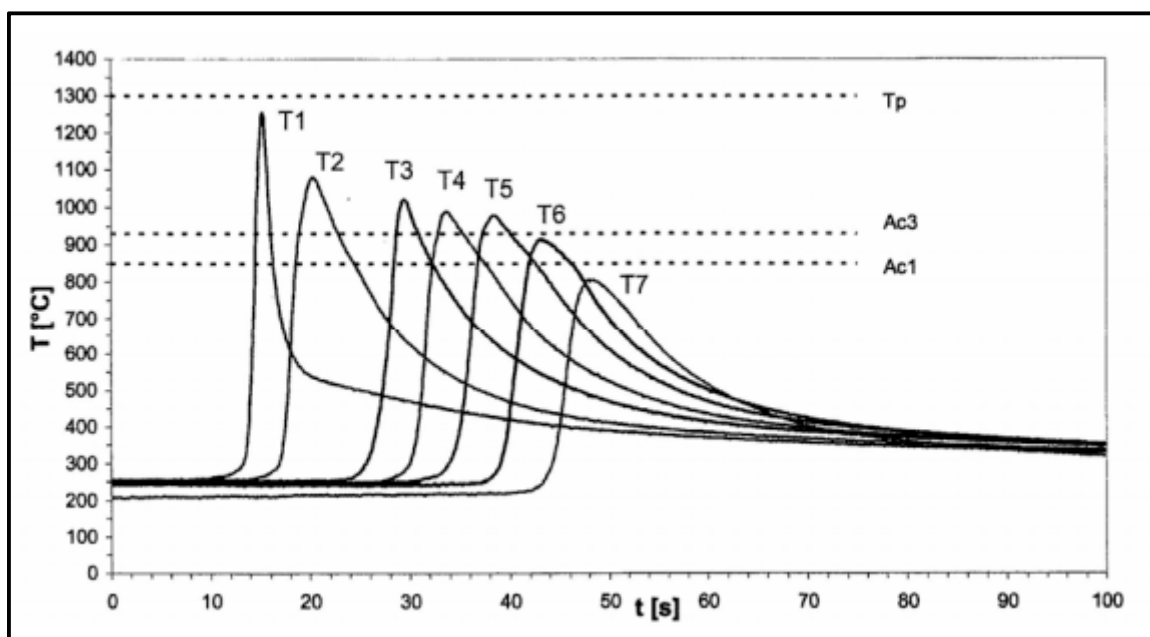


Obr. 14: Třírozměrné teplotní pole [39]

4.3 Teplotní cyklus svařování

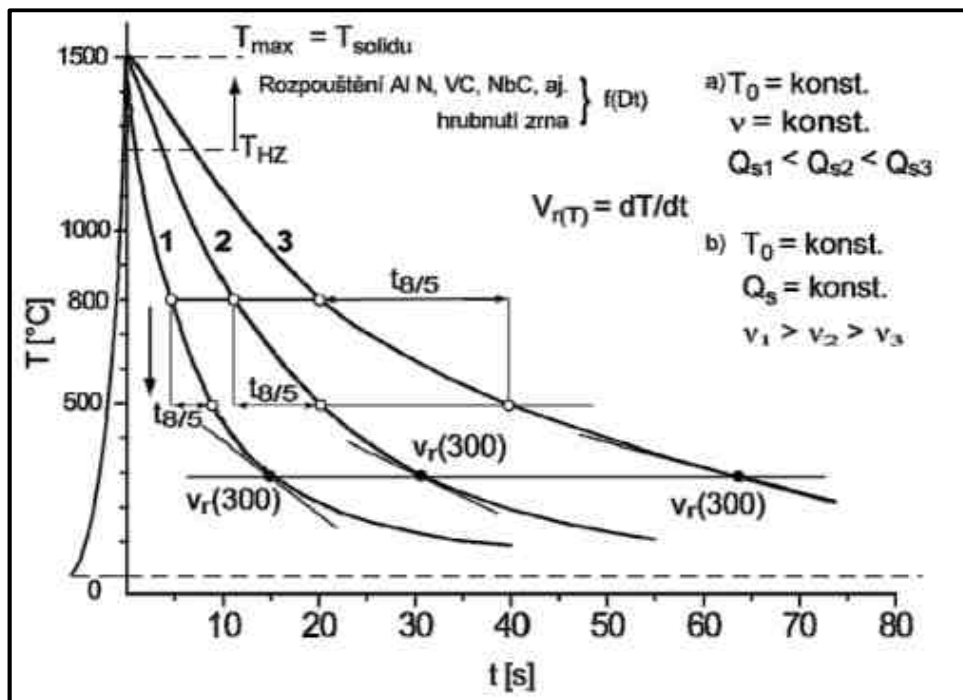
Zdroj tepla je příčinou vzniku teplotního cyklu při svařování, který působí v oblasti svarového spoje. Bez zdroje tepla by nebyla zajištěna termická aktivace svařovaných povrchů, a tudíž by nedošlo ke svarovému spoji. Příčinou vzniku teplotního cyklu je přiváděné teplo a vedení tepla. [37]

Teplotním cyklem můžeme vyjádřit závislost průběhu teploty na čase v daném místě svarového spoje. Na obr. 15. Jsou znázorněny typické průběhy teplotních cyklů v tepelně ovlivněné oblasti svarového spoje oceli v různých vzdálenostech od hranic nastavení. [37]



Obr. 15: Průběh teplotních cyklů [40]

Změny struktury a vlastností v tepelně ovlivněné oblasti závisí na chemickém složení oceli, strukturním stavem a průběhu teplotního cyklu v blízkosti hranice ztavení, kde je nejvyšší teplota, nejvíce zhrublé zrno a následující ochlazování probíhá největší rychlostí. Celý teplotní cyklus je možné matematicky popsat, což není nutné. Průběh teplotního cyklu můžeme jednoznačně specifikovat rychlostí chladnutí za určité teploty ($v_r(T)$) nebo dobou chladnutí v určitém intervalu teplot ($t_{(T1/T2)}$), které můžeme vidět na obr. 16. Podmínka platí tehdy, neprobíhá-li ve zvoleném intervalu teplot fázová transformace, jelikož by výsledek byl zkreslen latentním teplem. Kvůli tomuto se u svařitelných ocelí počítá, případně měří doba chladnutí v rozmezí teplot 800 – 500 °C. [37, 38, 40]



Obr. 16: Závislost doby ochlazování $t_{8/5}$ a rychlosti chladnutí $v_r(T)$ na průběhu teplotního cyklu [40]

Doby chladnutí $t_{8/5}$ nebo rychlost chladnutí $v_r(300)$ můžeme poměrně rychle a spolehlivě vypočítat. Z výsledku výpočtu se dá sestavit optimální rozmezí rychlosti ochlazování. Tímto můžeme předejít opožděným trhlínám a zhoršení vlastností tepelně ovlivněné oblasti. Optimální doba nebo rychlost chladnutí je důležitý parametr, který charakterizuje materiál jediným číslem. [37, 38, 40]

Teplotní cykly se nejčastěji vyjadřují parametry: [37]

- Rychlostí nebo časem ohřevu na maximální teplotu
- Časem výdrže nad teplotami A_{c1} , A_{c3} , a teplotou přehřátí T_p
- Maximální dosaženou teplotou T_{max}
- Rychlostí ochlazování

Svarové spoje ocelí s úplnou přeměnou ($\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$) rozdělujeme z hlediska maximální teploty T_{max} na následující oblasti: [37]

- Svarový kov - část svarového spoje ohřátým nad teplotu likvidu T_L ,
- Přechodové pásmo (hranice natavení) - úzká oblast, která je zahřátá v rozmezí teploty solidu T_S a teploty likvidu T_L .

- TOO svarového spoje - tepelně ovlivněná oblast s následujícími jednotlivými pásmy:
 - pásmo přehřátí (rozmezí teplot T_p až T_s)
 - pásmo normalizace (rozmezí teplot mezi T_p až A_{c3})
 - pásmo částečné překrystalizace (rozmezí teplot mezi A_{c1} až A_{c3})
 - pásmo ovlivněné oblasti (teploty nižší než A_{c1})

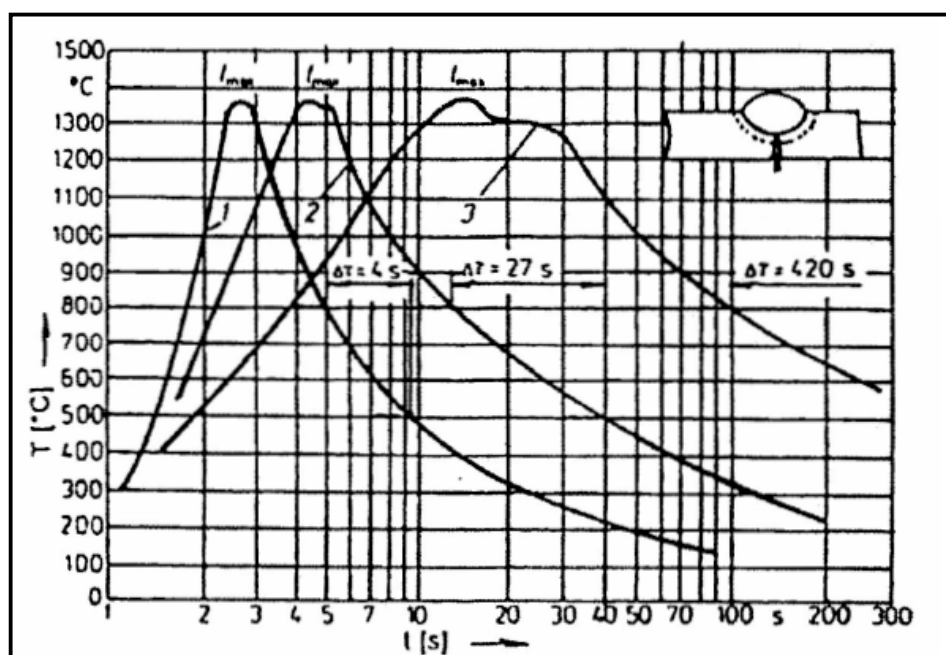
Charakteristika teplotního cyklu

Teplotní cyklus se skládá ze tří fází: [37]

- Oblastí ohřevu
- Maximální teploty
- Ochlazovací části

a) Oblast ohřevu

Je to nárůst z počáteční na maximální teplotu. Fyzikální vlastnosti svařovaného materiálu, použitá technologie svařování a intenzita použitého zdroje tepla ovlivňuje rychlost ohřevu na maximální teplotu. Na obr. 17 jsou uvedeny příklady charakteristických tvarů teplotních cyklů naměřených v jednom bodě tepelně ovlivněném materiálu při svařování různými technologiemi svařování. [37]

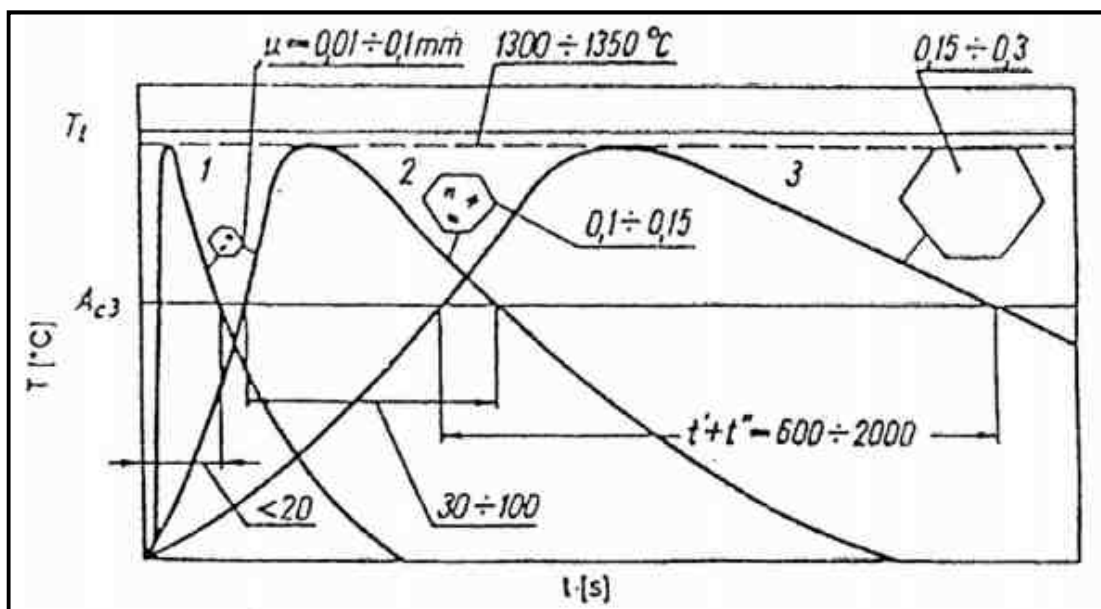


Obr. 17: Teplotní cykly podhousenkové oblasti [37]

(1 - svařování elektrickým obloukem obalenou elektrodou 2 - svařování automatickým pod tavidlem,
3 - elektrostruskové svařování)

b) Maximální teplota nebo doba setrvání nad určitou vysokou teplotou

Při maximální teplotě nebo době setrvání nad určitou vysokou teplotou nám může růst zrna (míra zhrubnutí). Zhrubnutí zrna je větší, pokud při maximální teplotě setrváme delší čas. Obr. 18 schematicky znázorňuje růst zrna v pásmu přehřátí v tepelně ovlivněné oblasti svarového spoje v závislosti na době výdrže nad teplotou přehřátí. [37]



Obr. 18: Růst zrna při svařování [37]

(1 - svařování obalenou elektrodou 2 - svařování automatickým pod tavidlem,
3 - elektrostruskové svařování)

c) Ochlazovací část

Ochlazovací větev teplotního cyklu nejčastěji ovlivňuje strukturní přeměnu $\gamma \rightarrow \alpha$ a difúzi vodíku. Pokud je ochlazovací rychlost v oblasti transformačních teplot vyšší, tím je velká pravděpodobnost vzniku nerovnovážné struktury (např. martenzitu). Při menší rychlosti ochlazování u teplot pod 300 °C je mnohem větší pravděpodobnost vydifundování vodíku ze svarového spoje. [37]

Rychlost ochlazování se nejčastěji vyjadřuje parametrem času ochlazování: [37]

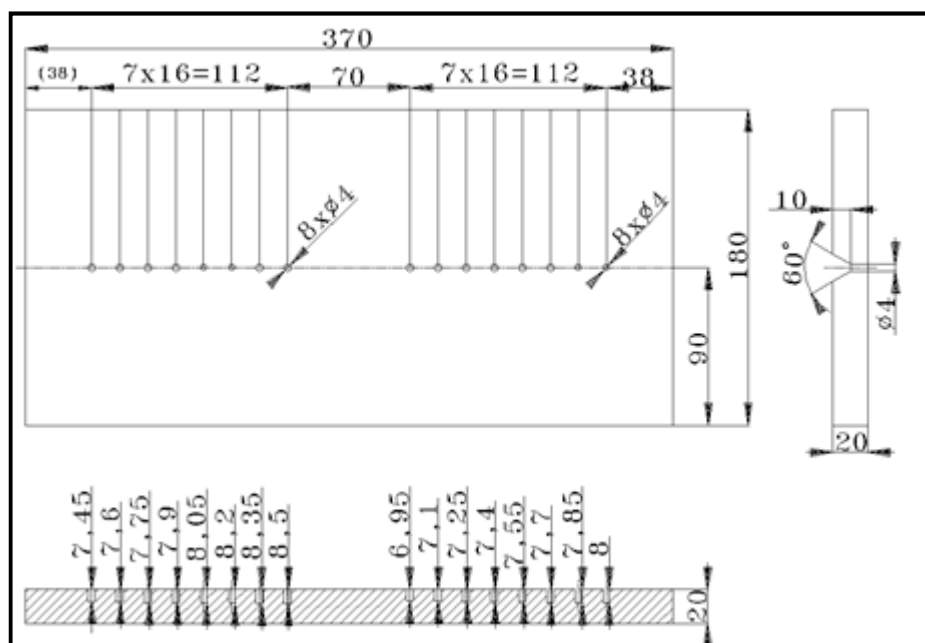
- $t_{8/5}$ (mezi teplotami 800 a 500 °C)
- $t_{12/8}$ (mezi teplotami 1200 a 800 °C)
- $t_{T_{\max}/10}$ (mezi maximální teplotou cyklu a 100 °C)

U ocelí s polymorfní přeměnou se nejčastěji používá parametr $t_{8/5}$, který nejlépe popisuje produkty transformace $\gamma \rightarrow \alpha$. [37]

5 Měření teplotních cyklů na jednovrstvém svarovém spoji oceli P92

Měření teplotních cyklů na oceli P92 se prováděly při svařování metodou obloukového svařování netavící se elektrody v ochranné atmosféře inertního plynu (metoda 141) a metodou ručního obloukového svařování obalenou elektrodou (metoda 111).

Měření teplotních cyklů na jednovrstvém svarovém spoji se provádělo na dvou deskách o šířce 180 mm, délky 370 mm a tloušťky 20 mm. Obě desky byly navrženy na dvě měření teplotních cyklů. Navržená deska pro tento experiment a další důležité rozměry jsou zobrazeny na obr. 19. Každé měření se provádělo samostatnou svarovou housenkou. Na první desce proběhly dvě měření teplotních cyklů metodou 141. U druhé desky proběhly dvě měření teplotních cyklů metodou 111.



Obr. 19: Návrh desky pro měření teplotních cyklů na jednovrstvém spoji

Měření teplotních cyklů při svařování se provádělo připevněnými termočládky v dírách experimentálních desek. Pro nejlepší průběh experimentu a dobré připevnění termočládků musely být dna děr ploché. Připevněné termočládky se připojily pomocí kompenzačního vedení k měřicí stanici a s pomocí softwaru získáme data teplotních cyklů při dané metodě svařování.

Průběh měření:

1) Příprava termočlánku typu K

Nejprve se musely odizolovat pod hlavní izolací dva drátky (Ni-Cr, Ni) o \varnothing 0,5 mm z obou stran. Po odizolování se jeden konec drátku připevnil do konektorů a druhý konec se provlékl keramickou kapilárou. Drátky za kapilárou se zapletou a svaří do kuličky pro lepší měření termočlánku.

2) Připevnění termočlánku k desce a připojení k měřicí stanici

Připravené termočlánky se přivaří pomocí kondenzátorové odporové svářečky ke dnu plochých děr v deskách. Tímto eliminujeme vypadnutí termočlánku před zahájením měření a dosahujeme přesnějšího měření. Po připevnění termočlánku k experimentální desce se termočlánky propojí pomocí kompenzačního vedení s malým vlastním odporem s měřicí stanicí, která je propojena s Pc. Pomocí softwaru Personal Daq View zaznamenáváme data teplotních cyklů.

3) Měření teplotních cyklů

Po propojení termočlánku pomocí měřicí stanice s PC můžeme provést jednovrstvou svarovou housenku na desce danou metodou. Pomocí softwaru Personal Daq View vidíme v reálném čase grafické průběhy teplotních cyklů při svařování. Naměřená data se ihned zaznamenávají na pevném disku PC pro vyhodnocení a zkoumání jednotlivých teplotních cyklů.

5.1 Zjištění teplot A_{c1} , A_{c3} a T_p

Teplota A_{c1} a A_{c3}

Teploty A_{c1} a A_{c3} byly zjištěny z ARA diagramu oceli P92, který byl sestrojen ve firmě Flash Steel Power a.s. Teplota A_{c1} je 845 °C a teplota A_{c3} je 945 °C.

Teplota T_p

Teplota přehřátí vyplývá z práce Sondela [41]. Tato teplota je 1 300 °C.

Tabulka 5: Souhrn teplot oceli P92

A_{c1}	845 °C
A_{c3}	945 °C
T_p	1 300 °C


5.2 Měření teplotních cyklů na reálném svarovém spoji metodou 141

Svařování metodou 141 probíhalo při pokojové teplotě. Na desce P92-1 byly provedeny dvě série měření teplotních cyklů. Každá série měření byla uskutečněna pomocí osmi termočlánků. Použitý přídavný materiál pro svařování byl Thermanit MTS 616 o Ø 2,4 od firmy Böhler Welding GROUP. Na obr. 20 jsou informace o použitém drátu. Ochranný inertní plyn byl použit Argon 4.6 od firmy Linde Gas. Informace o použitém plynu jsou na obr. 21.

WIG DRÁTY PRO OCELI STŘEDNĚ LEGOVANÉ A ŽÁRUPEVNĚ			
Typ EN 12070 AWS A5.28	Min. mech. hodnoty při běžné teplotě	Směrné chemické složení %	Vlastnosti a použití
Thermanit MTS 616 W ZCrMoWVNb 9 0,5 1,5	TZ 760°C/≥2h Rm 720 N/mm ² Re 560 N/mm ² A5 15 % Kv 41 J	C 0,10 Si 0,38 Mn 0,45 Cr 8,80 Mo 0,40 Ni 0,60 W 1,60 V 0,20 Nb 0,06 N 0,04	Vysoce žárupevné stejnorodé svařky a návar oceli ASTM A 355 Gr. P92, NF 616, ASTM A 355 Gr. P92 (T92), A213 Gr.92. Ochranný plyn I1. Dodáván Ø 2,0-2,4 tyčky 1000 mm. Cert. TÜV

Obr. 20: Informace o použitém drátu pro svařování metodou 141 [42]

THE LINDE GROUP



Argon 4.6

Čistota, %obj.:

99,996%

Příměsi:	H ₂ O	≤	10mL.m ⁻³
	O ₂	≤	5mL.m ⁻³
	CO ₂	≤	1mL.m ⁻³
	(1 mL.m ⁻³ = 1 ppm obj.)		

Použití: Ochranný plyn pro všechny postupy, které jsou narušovány již stopovými množstvími reaktivních plynů.

Ochranný plyn při svařování MIG:

- hliníku a jeho slitin,
- mědi a jejích slitin,
- niklu a jeho slitin.

Ochranný plyn při svařování TIG- WIG - všechny svařitelné kovy jako:

- nelegované a legované oceli,
- hliník, měď, nikl a jejich slitiny,
- vysokolegované CrNi oceli.

Plazmový a ochranný plyn při svařování WP pro všechny svařitelné kovy jako u WIG.

Při svařování jako ochrana kořene svaru a okolí- pro všechny materiály, kde je nutné na straně kořene svaru zabránit oxidaci.

Ochranný plyn při svařování laserem- všechny svařitelné kovy, materiály považované za obtížně svařitelné.

Při napařovacích a diluzních postupech v přípravě potovarů a tenkých vrstev.

Jako plnicí plyn pro zářivky a žárovky.

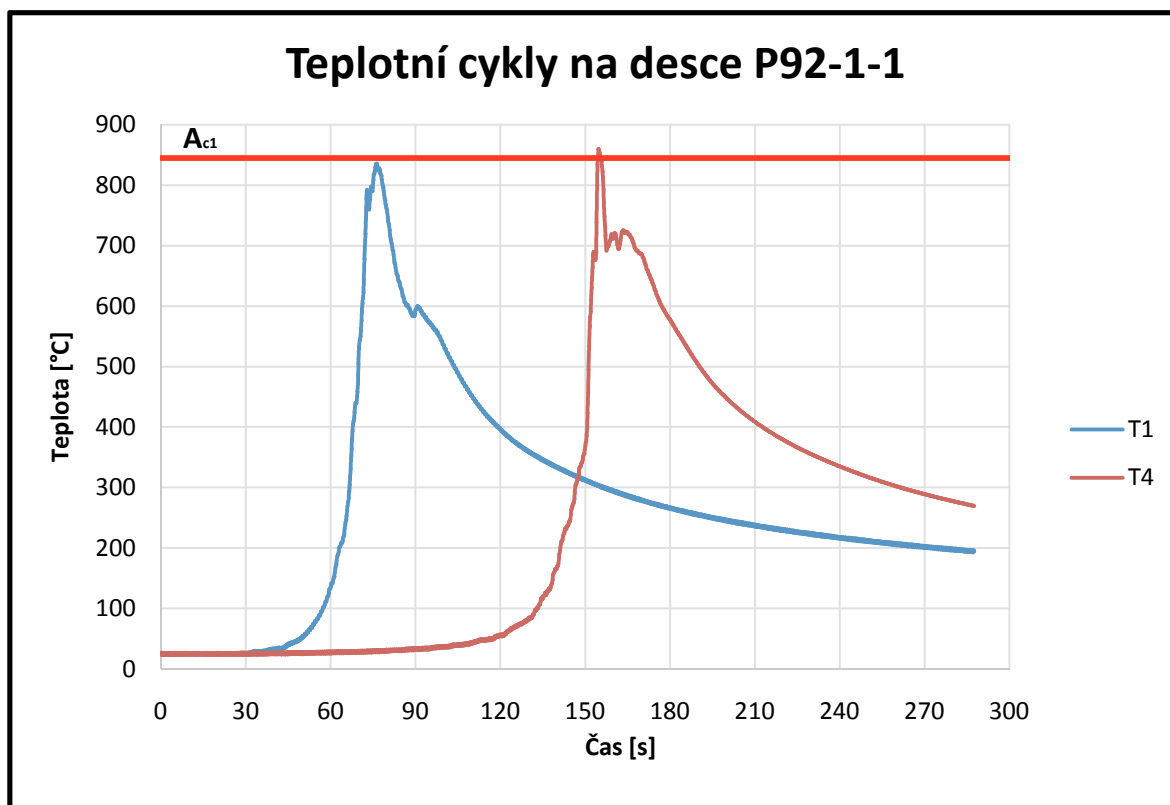
Použití v potravinářství.

Klasifikace dle ISO 14175: ISO 14175- II- Ar

Obr. 21: Informace o použitém inertním plynu [43]

Měření č. 1

U měření č. 1 na desce P92-1 se podařilo naměřit teplotní cykly u termočlánků T1 a T4. Jejich grafické znázornění je na obr. 22. Měřicí stanice zachytila elektromagnetický šum při svařování, a tím došlo u zbytku termočlánků k znehodnocení měřených teplotních cyklů. Teplotní cyklus termočlánku T4 (pásmo částečné překrystalizace) byl použit pro následné modelování teplotního cyklu na simulátoru.



Obr. 22: Průběh teplotních cyklů při svařování na desce P92-1-1

Tabulka 6: Parametry svařování na desce P92-1-1

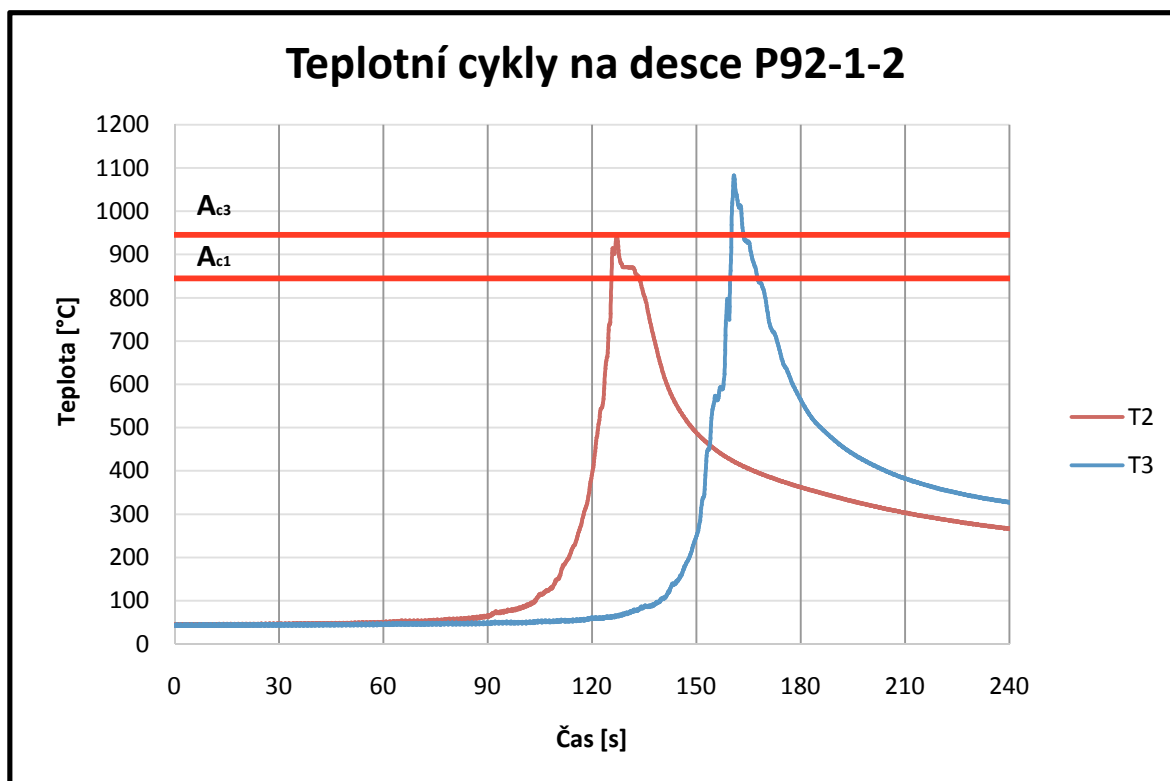
Průměr drátu	Proud [A]	Napětí [V]	Typ proudu / polarita	Rychlost svařování [mm·s ⁻¹]	Tepelný příkon [kJ·mm ⁻¹]
Ø 2,4	170	15	DC/-	0,698	2,192

Tabulka 7: Parametry naměřených teplotních cyklů na desce P92-1-1

Označení vzorku	T _{max} [°C]	Δt _{8/5} [s]	Vydrž na teplotě [s]		Vzdálenost od HZ [μm]
			845 °C (A _{C1})	945 °C (A _{C3})	
P92-1-1-T1	835	24,7	-	-	-
P92-1-1-T4	860	33,4	0,45	-	1730

Měření č. 2

U měření č. 2 na desce P92-1 se podařilo naměřit teplotní cykly u termočlánků T2 a T3. Jejich grafické znázornění je na obr. 22. Měřicí stanice zachytila elektromagnetický šum při svařování, a tím došlo u zbytku termočlánků k znehodnocení měřených teplotních cyklů. Teplotní cyklus termočlánku T2 (pásmo normalizace) byl použit pro následné modelování teplotního cyklu na simulátoru.



Obr. 23: Průběh teplotních cyklů při svařování na desce P92-1-2

Tabulka 8: Parametry svařování na desce P92-1-2

Průměr drátu	Proud [A]	Napětí [V]	Typ proudu / polarita	Rychlost svařování [mm·s ⁻¹]	Tepelný příkon [kJ·mm ⁻¹]
Ø 2,4	180	16	DC/-	0,741	2,332

Tabulka 9: Parametry naměřených teplotních cyklů na desce P92-1-2

Označení vzorku	T _{max} [°C]	Δt _{8/5} [s]	Vydrž na teplotě [s]		Vzdálenost od HZ [μm]
			845 °C (A _{c1})	945 °C (A _{c3})	
P92-1-2-T2	941	23,5	7,9	-	-
P92-1-2-T3	1 083	26,4	7,9	3,4	1320

5.3 Měření teplotních cyklů na reálném svarovém spoji metodou 111

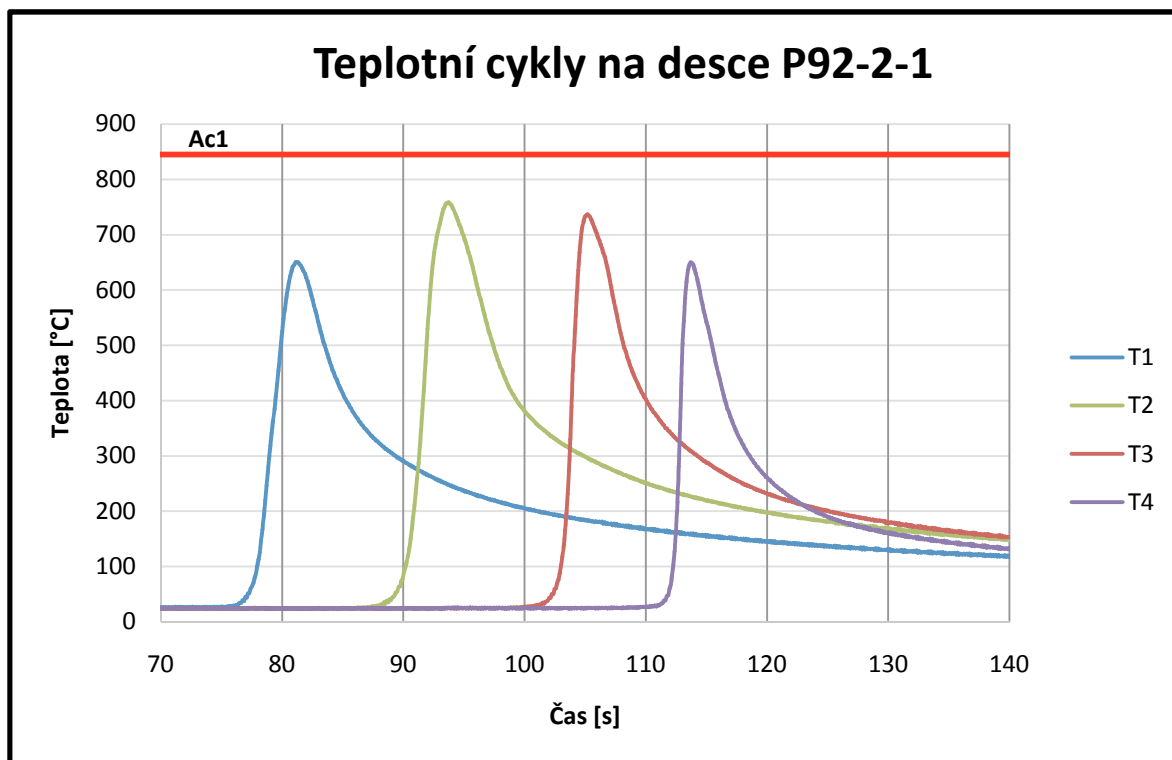
Svařování metodou 111 probíhalo při pokojové teplotě. Na desce P92-2 byly provedeny dvě série měření teplotních cyklů. Každá série měření byla uskutečněna pomocí osmi termočlánků připevněných ve svařované desce. Použitý přídatný materiál pro svařování metodou 111 byl Thermanit MTS 616 o \varnothing 3,2 od firmy Böhler Welding GROUP. Na obr. 24 jsou informace o použité obalené elektrodě.

OBALENÉ ELEKTRODY PRO ŽÁRUPEVNÉ OCELI			
Typ EN 1599 (499) AWS A5.5	Min. mech. hodnoty při běžné teplotě	Směrné chemické složení %	Vlastnosti a použití
Thermanit MTS 616 E ZCrMoWVNb 9 0,5 2 B 4 2 H5 E9015-G (E9015-B9 mod.)	TZ 760°C/≥2h Rm 720 N/mm ² Re 560 N/mm ² A5 15 % Kv 41 J	C 0,11 Si 0,20 Mn 0,60 Cr 8,80 Mo 0,50 Ni 0,70 W 1,60 V 0,20 Nb 0,05 N 0,05	Bazická s dobrými svařovacími vlastnostmi v nucených polohách. Vysoce žárupevný stejnorodý svarový kov na ocelích zejména P92 dle ASTM A 335, NF 616. Připojení na =+. Dodáván \varnothing 2,5-3,2-4,0. Cert. TÜV

Obr. 24: Informace o použité obalené elektrodě pro svařování metodou 111 [42]

Měření č. 1

U měření č. 1 na desce P92-2 se podařilo naměřit teplotní cykly u termočlánku T1 až T4. Jejich grafické znázornění je na obr. 25. Měřicí stanice zachytila elektromagnetický šum při svařování, a tím došlo u zbytku termočlánků k znehodnocení měřených teplotních cyklů. Ani jeden z teplotních cyklů se nedostal nad teplotu A_{C1} , a tudíž se musely upravit parametry svařování u měření č. 2 na desce P92-2, aby se naměřily teplotní cykly v různých pásmech tepelně ovlivněné oblasti.



Obr. 25: Průběh teplotních cyklů při svařování na desce P92-2-1

Tabulka 10: Parametry svařování na desce P92-2-1

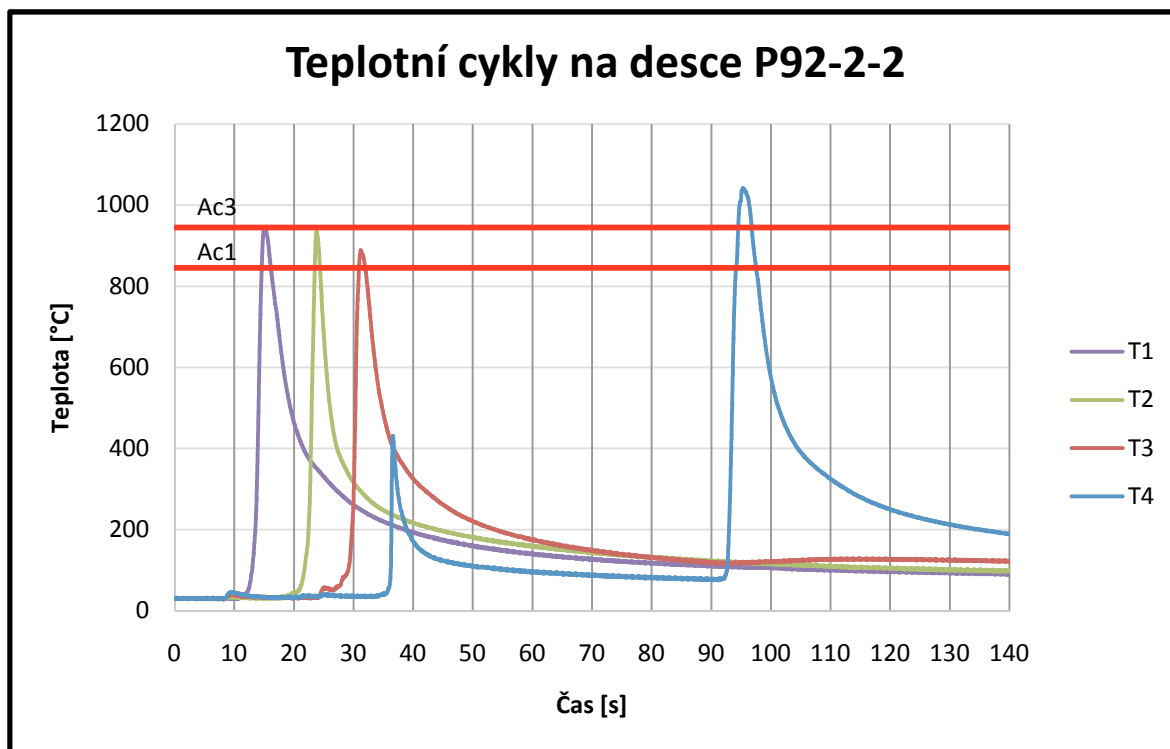
Průměr elektrody	Proud [A]	Napětí [V]	Typ proudu / polarita	Rychlost svařování [mm·s ⁻¹]	Tepelný příkon [kJ·mm ⁻¹]
Ø 3,2	80	19,5	DC/+	3,113	0,401

Tabulka 11: Parametry naměřených teplotních cyklů na desce P92-2-1

Označení vzorku	T_{\max} [°C]	$\Delta t_{8/5}$ [s]	Vydrž na teplotě [s]		Vzdálenost od HZ [μm]
			845 °C (A_{C1})	945 °C (A_{C3})	
P92-2-1-T1	650	-	-	-	-
P92-2-1-T2	758	-	-	-	-
P92-2-1-T3	736	-	-	-	-
P92-2-1-T4	650	-	-	-	-

Měření č. 2

U měření č. 2 na desce P92-2 se podařilo naměřit teplotní cykly u termočlánku T1 až T4. Jejich grafické znázornění je na obr. 26. Měřicí stanice zachytila elektromagnetický šum při svařování, a tím došlo u zbytku termočlánků k znehodnocení měřených teplotních cyklů. U termočlánku T4 došlo k nárůstu teploty nad 400 °C a poté k ochlazování, které bylo způsobeno výměnou elektrody za novou. Po úpravě svařovacích parametrů se teplotní cykly termočlánků T1 a T4 dostaly až nad teplotu A_{C3} (pásmo normalizace).



Obr. 26: Průběh teplotních cyklů při svařování na desce P92-2-2

Tabulka 12: Parametry svařování na desce P92-2-2

Průměr elektrody	Proud [A]	Napětí [V]	Typ proudu / polarita	Rychlost svařování [$\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$]	Tepelný příkon [$\text{kJ} \cdot \text{mm}^{-1}$]
Ø 3,2	108	22	DC/+	3,529	0,539

Tabulka 13: Parametry naměřených teplotních cyklů na desce P92-2-2

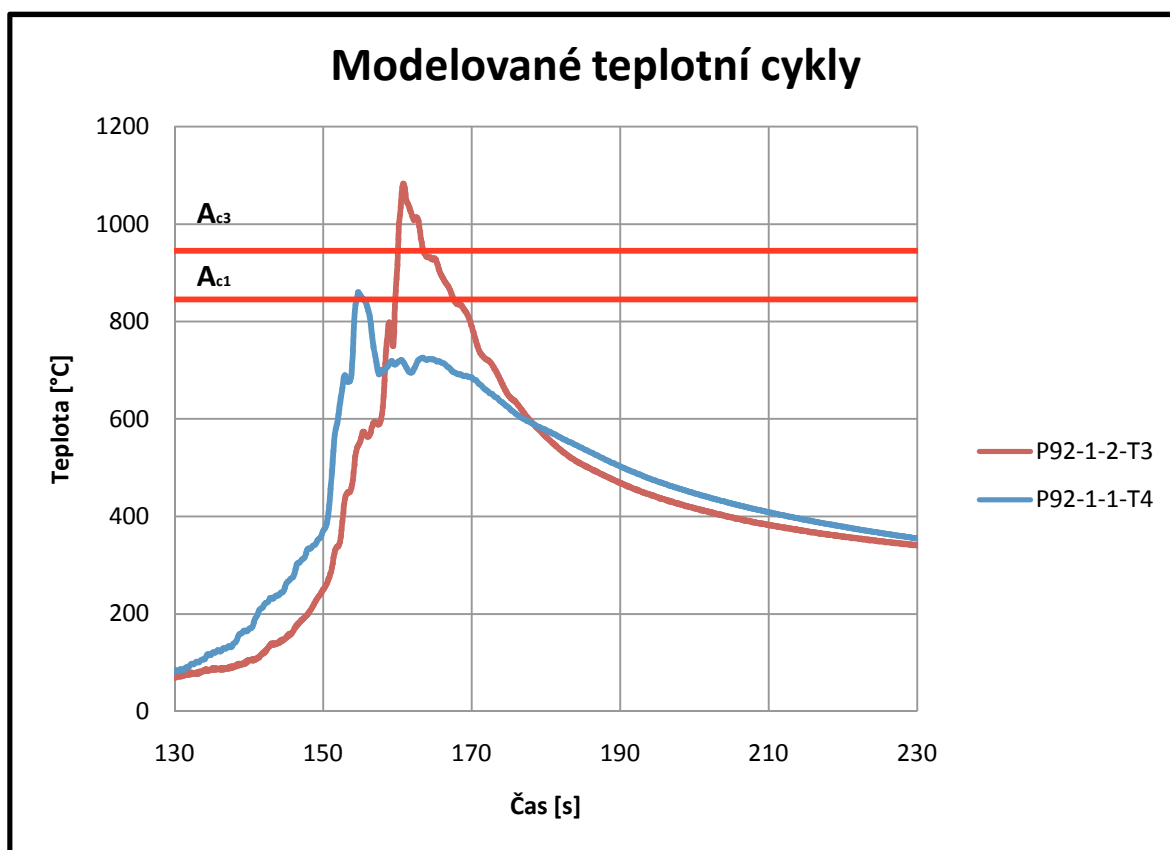
Označení vzorku	T_{\max} [°C]	$\Delta t_{8/5}$ [s]	Vydrž na teplotě [s]		Vzdálenost od HZ [μm]
			845 °C (A_{C1})	945 °C (A_{C3})	
P92-2-2-T1	945	2,9	1,5	0,3	-
P92-2-2-T2	934	1,5	0,8	-	-
P92-2-2-T3	888	2,5	1,0	-	-
P92-2-2-T4	1042	3,3	3,3	2,3	-

6 Modelování teplotních cyklů na simulátoru

Cílem této části diplomové práce je nasimulovat (namodelovat) vybrané naměřené teplotní cykly na vzorcích o rozměrech 10x10x100. Modelovaly se teplotní cykly v oblasti normalizace a částečné překrystalizace. Pro namodelování těchto teplotních cyklů byl použit teplotní simulátor. Toto zařízení pracuje na principu indukčního ohřevu a počítačem řízeného ochlazování.

Tabulka 14: Souhrn modelovaných teplotních cyklů

Označení	T_{\max} [°C]	Pásmo
P92-1-2-T3	1 083	Normalizace
P92-1-1-T4	860	Částečné překrystalizace



Obr. 27: Zobrazení modelovaných teplotních cyklů

Postup modelování teplotních cyklů

Nejdříve jsem si musel připravit termočlánky svařením dvou drátků pro měření teploty. Poté jsem je navařil pomocí odporové svářečky doprostřed vzorků pro simulaci teplotních cyklů (obr. 28). Na každém vzorku byly navařeny dva termočlánky pro eliminaci chyb měření a zvýšení spolehlivosti z důvodu poškození v průběhu simulace teplotního cyklu (obr. 29).



Obr. 28: Přichycení termočládku pomocí odporové svářečky na vzorek



Obr. 29: Navařené termočládky na vzorku

Připravené vzorky s navařenými termočládky upneme do čelistí teplotního simulátoru (obr. 30). Teplotní simulátor se skládá ze zdroje, operátorského ovládání a vakuové komory, kde je upnut v čelistech vzorek (obr. 31).

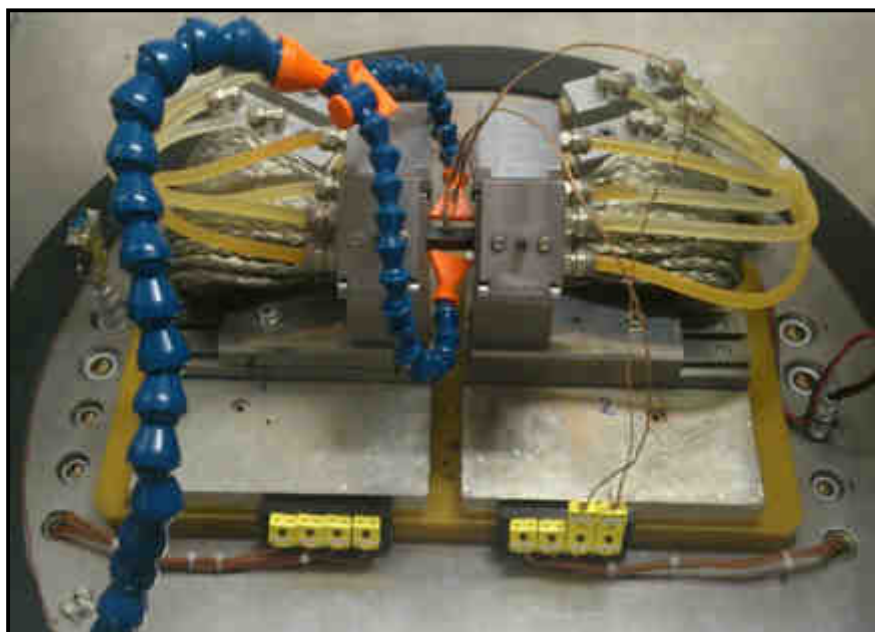


Obr. 30: Upnutí vzorku v čelistech simulátoru



Obr. 31: Teplotní simulátor

Po uchycení vzorku v čelistech se uzavře vakuová komora. Čelisti pro upínání vzorku jsou chlazeny proudem vody uvnitř čelistí. Chlazení vodou je nedostačující, a proto se používá s kombinací ochlazováním pomocí vzduchu, který je přiváděn pomocí kompresoru přímo na teplotně modelovaný vzorek (obr. 32). Chlazení vzduchem je používáno pro vykompenzování pomalého ochlazení vůči požadované teplotě.



Obr. 32: Chlazení čelistí proudem vody a vzduchem

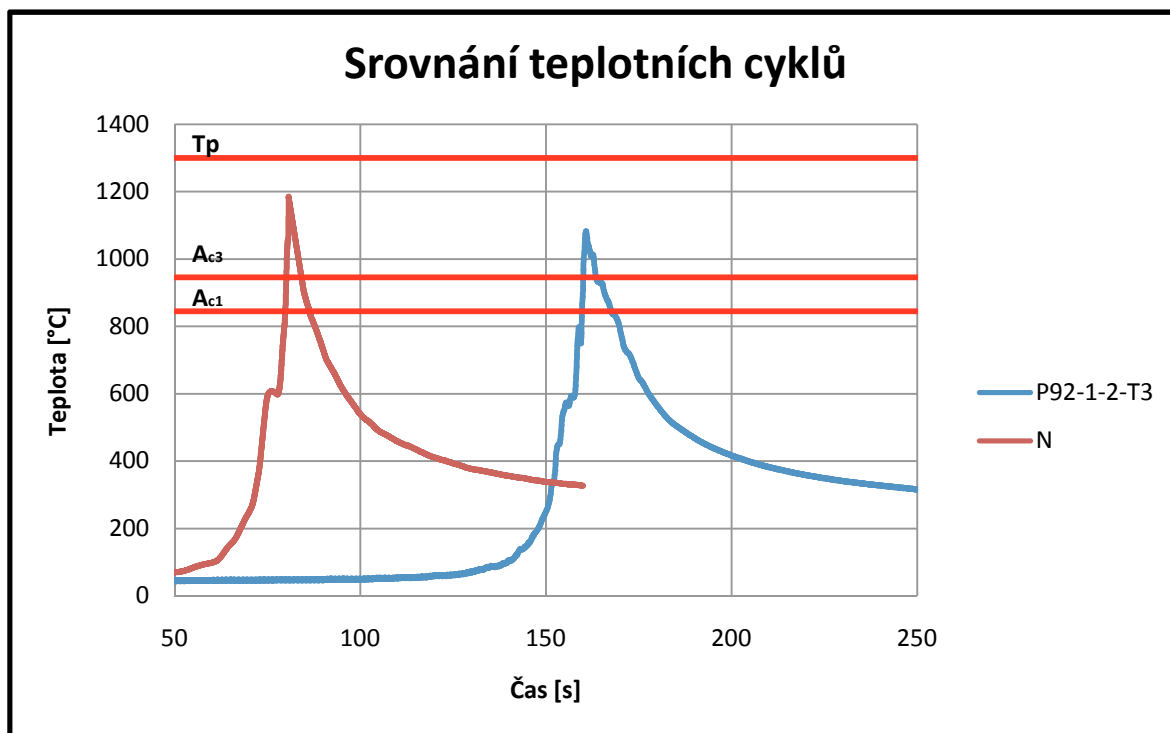
V programu teplotního simulátoru zadáme potřebné údaje z naměřeného teplotního cyklu pro dané pásmo tepelně ovlivněné oblasti. Na simulátoru si zobrazíme průběh teplotního cyklu a zkontrolujeme zadané údaje. Poté spustíme program simulátoru, kde se vzorek nejprve ohřívá na maximální teplotu. Po dosažení maximální teploty se vzorek začne ochlazovat ochlazovací křivkou na pokojovou teplotu. Tímto způsobem vymodelujeme daný teplotní cyklus pásma tepelně ovlivněné oblasti.

Modelování pásma normalizace

Naměřená maximální teplota teplotního cyklu na reálném svarovém spoji v pásmu normalizace byla 1 083 °C. Maximální teplota namodelovaného pásma se dostala až na 1 185 °C. Na obr. 33 vidíme graficky znázorněný teplotní cyklus reálného svarového spoje a namodelovaný teplotní cyklus. Oba teplotní cykly mají téměř shodný průběh.

Tabulka 15: Rozdíl modelovaného teplotního cyklu s naměřeným

Označení	T_{\max} [°C]
P92-1-2-T3	1 083
N	1 185



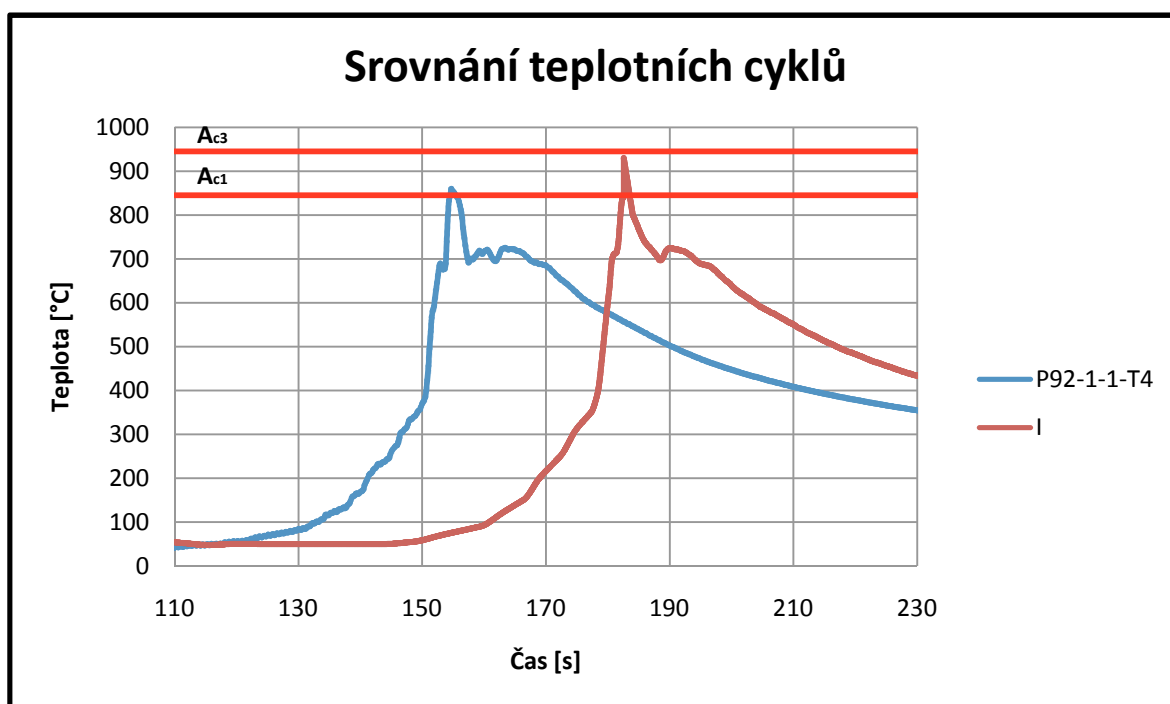
Obr. 33: Srovnání namodelovaného teplotního cyklu s naměřeným

Modelování pásma částečné překrystalizace

Maximální teplota teplotního cyklu naměřená na reálném svarovém spoji v pásmu částečné překrystalizace byla 860 °C. U namodelovaného pásma se maximální teplota dostala až na 933 °C. Graficky znázorněný teplotní cyklus reálného svarového spoje a namodelovaný teplotní cyklus vidíme na obr. 34. Oba teplotní cykly mají téměř shodný průběh.

Tabulka 16: Rozdíl modelovaného teplotního cyklu s naměřeným

Označení	T_{\max} [°C]
P92-1-1-T4	860
I	933



Obr. 34: Srovnání namodelovaného teplotního cyklu s naměřeným

7 Mikrostrukturní analýza a měření tvrdosti na vzorcích s namodelovaným teplotním cyklem

V této části je proveden mikrostrukturní rozbor reálných svarů a simulovaných pásem tepelně ovlivněné oblasti oceli P92. Byly zkoumány dva vzorky reálného homogenního svaru svařovanou metodou 141 a dva vzorky po tepelné simulaci tepelně ovlivněné oblasti (viz. Tabulka 17).

Tabulka 17: Souhrn zkoumaných vzorků

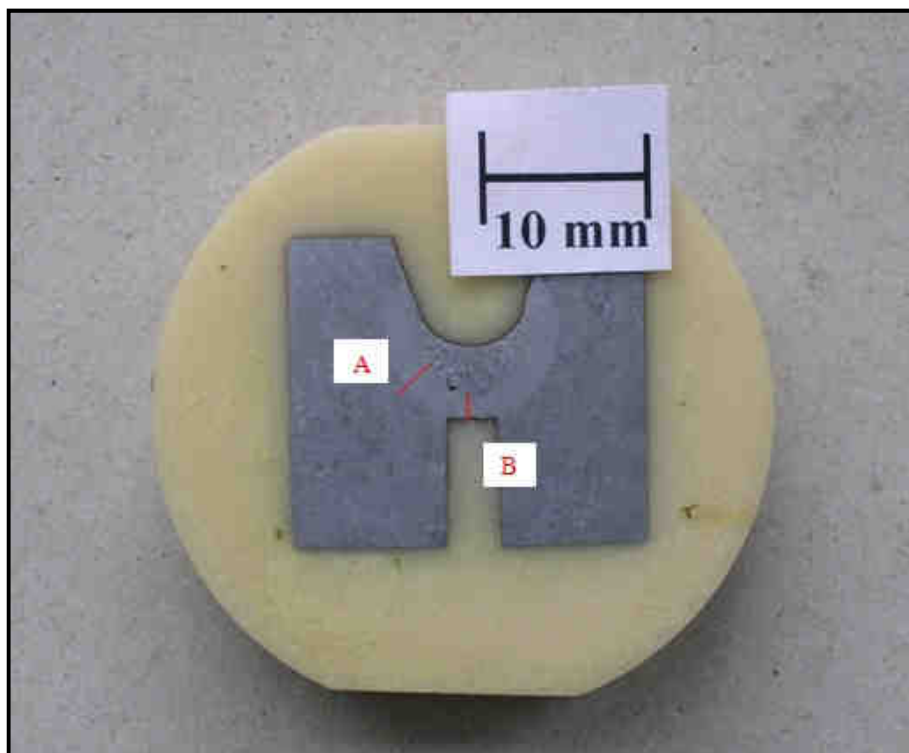
Vzorky reálného homogenního svaru			Vzorky po tepelné simulaci TOO	
Pásma	Označení	T _{max} [°C]	Označení	T _{max} [°C]
Normalizace	P92-1-2-T3	1 083	N	1 185
Částečné překrystalizace	P92-1-1-T4	860	I	933

Na těchto vzorcích byly provedeny a zkoumány:

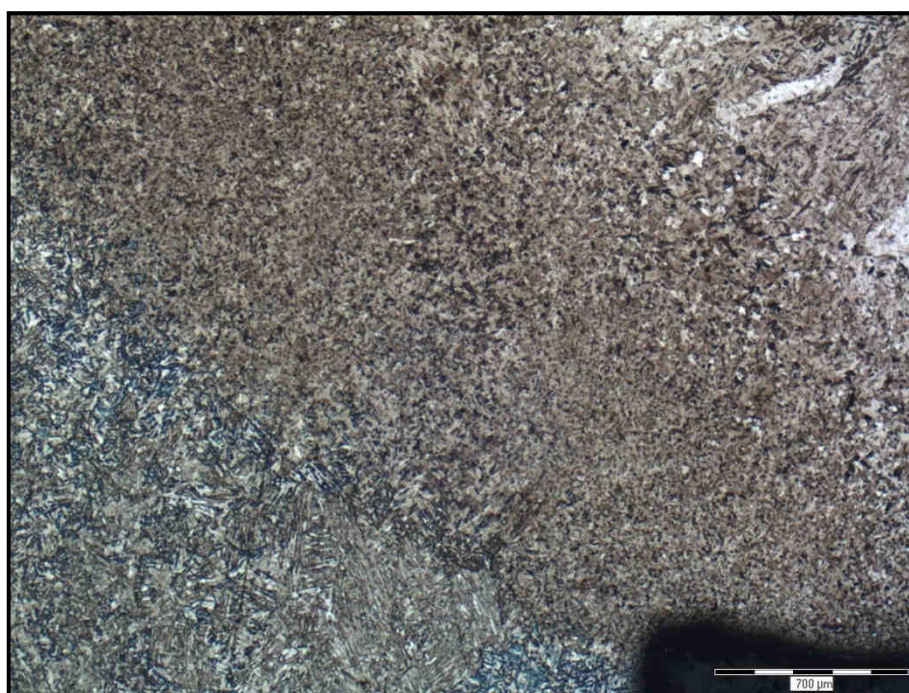
- příčné výbrusy na 2 vzorcích reálného svaru v oblasti termočlánků, příčné a podélné výbrusy na simulovaných vzorcích TOO,
- metalografický rozbor svařováním ovlivněné mikrostruktury v oblasti termočlánků a simulovaných vzorcích TOO,
- stanovení profilu tvrdosti HV1 ve všech analyzovaných oblastech (2x reálný svar, 2x simulované vzorky),
- příprava extrakčních replik a analýza precipitace v základním materiálu a TOO reálného svaru,
- příprava extrakčních replik a analýza precipitace v simulovaných vzorcích TOO s označením N a I.

7.1 Mikrostrukturní analýza a měření tvrdosti na vzorku P92-1-2-T3

Na obr. 35 je zobrazen makrolept vzorku P92-1-2-T3. Jsou zde vyznačeny dvě oblasti (linie) měření profilu tvrdosti HV1 přes tepelně ovlivněnou oblast (oblast A a B). V oblasti A očekáváme větší odvod tepla než v oblasti B. Na obr. 36 vidíme, že okraj tepelně ovlivněné oblasti se dotýká vyvrtaného otvoru.



Obr. 35: Makrolept vzorku T3 s vyznačenými oblastmi měření profilu tvrdosti

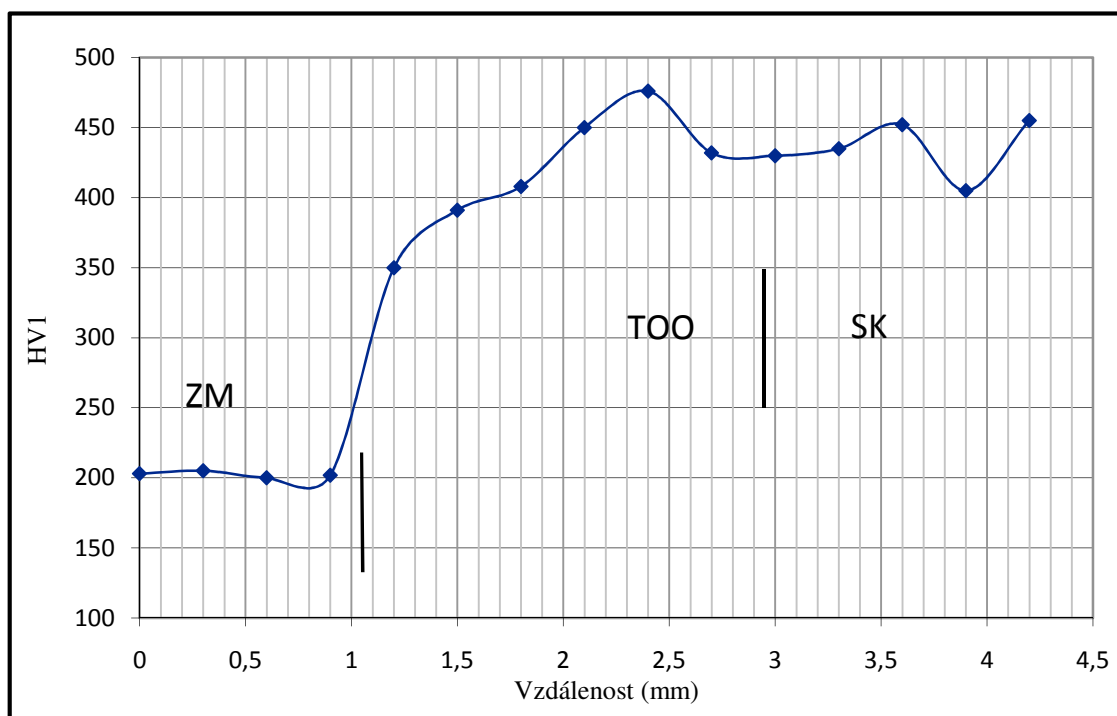


Obr. 36: Mikrostruktura v oblasti levého okraje otvoru

7.1.1 Analýza oblasti (linie) A

Měření tvrdosti

Profil měřené tvrdosti HV1 v oblasti A je znázorněn na obr. 37. Tvrdost přehřátého a normalizovaného pásma TOO dosahuje hodnot cca 450 – 460 HV1. V pásmu částečné překrystalizace (interkritického pásma) TOO pozorujeme prudký pokles tvrdosti.

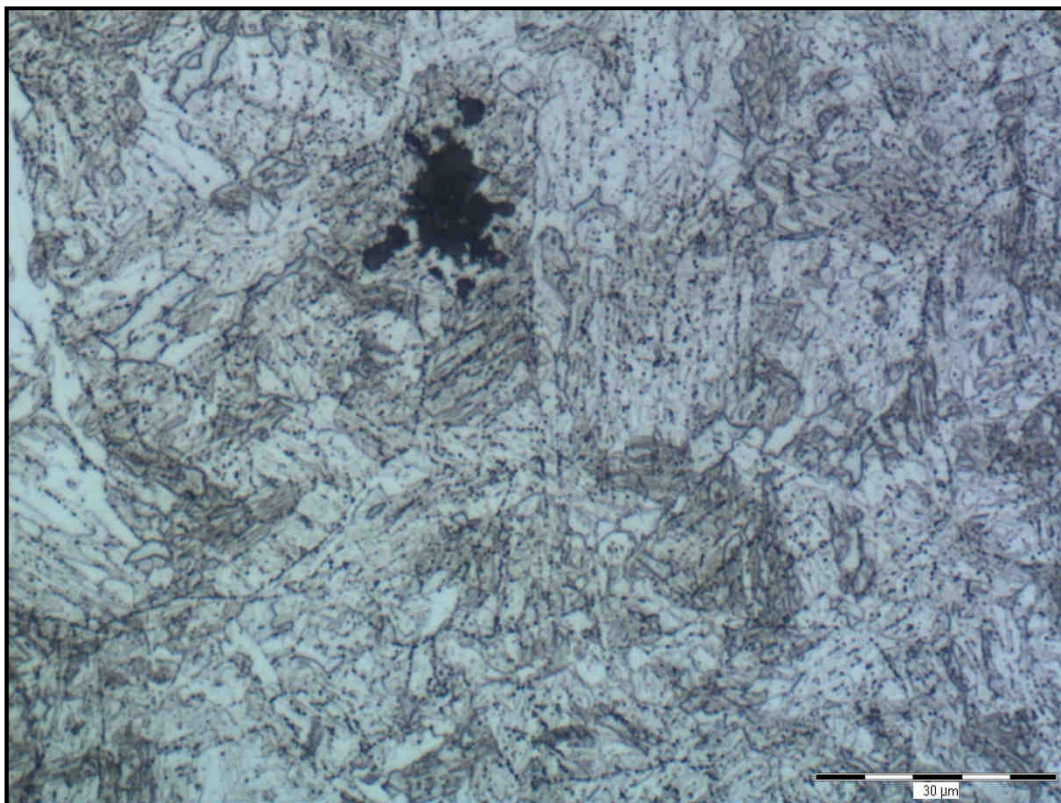


Obr. 37: Profil tvrdosti HV1 přes TOO (oblast A na obr. 35)

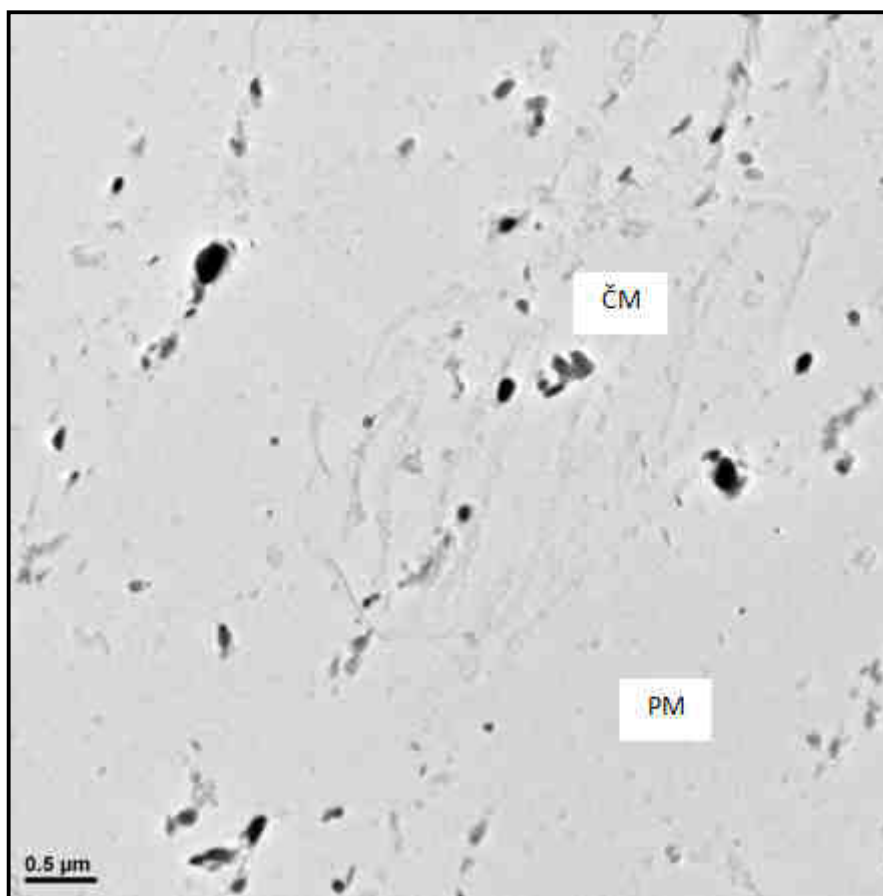
Mikrostrukturní analýza

Oblast částečné překrystalizace

Mikrostruktura částečné překrystalizace pásma TOO (interkritická oblast) je na obr. 38. Při svařování došlo pouze k částečnému rozpuštění částic precipitátů přítomných v základním materiálu. Na obr. 39 pozorujeme částice precipitátu s oblastí „čerstvého“ martenzitu (s definovanými martenzitickými laťkami) a oblastí zotaveného popuštěného martenzitu (velké útvary bez hranic zrn) vzniklé během interkritického ohřevu. Precipitace v této oblasti zjistila všechny minoritní fáze jako v základním materiálu ($M_{23}C_6$, NbX a (V, Nb)X) a v útvarech „čerstvého“ martenzitu se navíc lokálně vyskytovaly jehlice cementitu, které vznikly během ochlazování svaru.



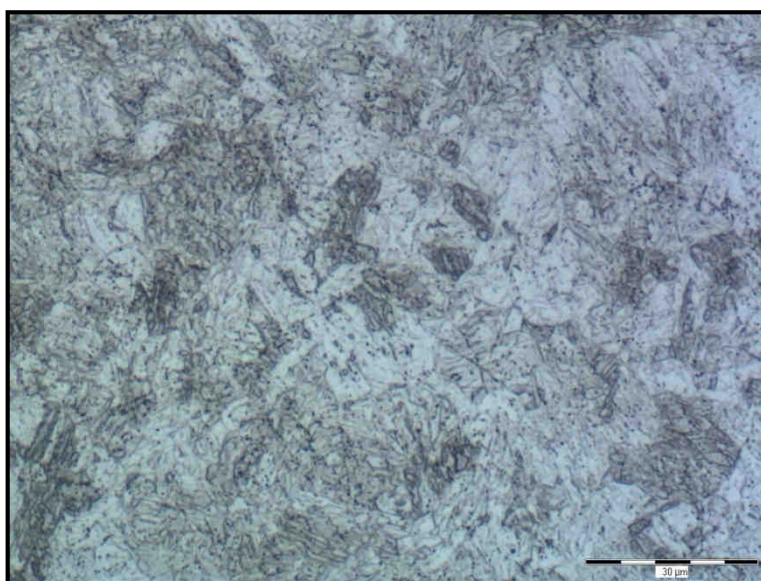
Obr. 38: Mikrostruktura interkritické oblasti TOO



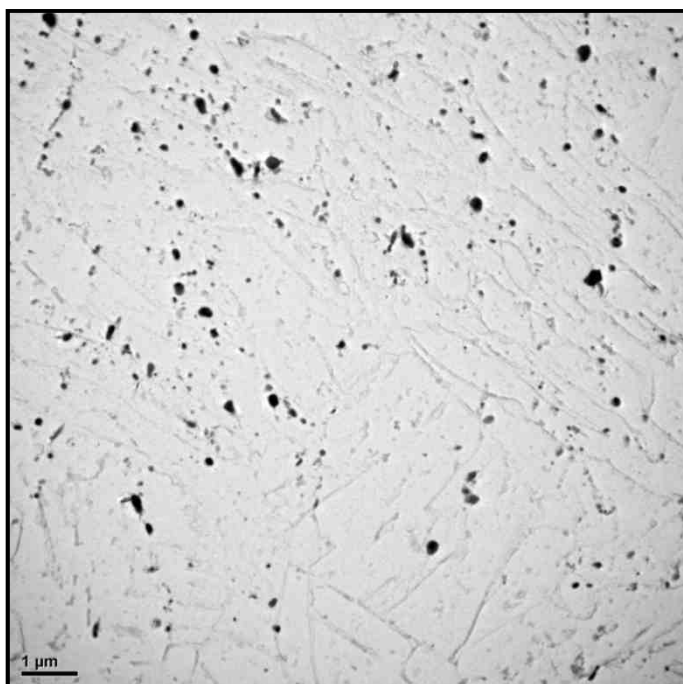
Obr. 39: Precipitace v interkritické oblasti TOO
(ČM – „čerstvý“ martenzit, PM – popuštěný martenzit)

Oblast normalizace

Mikrostruktura oblasti normalizace TOO je na obr. 40. V této části TOO proběhlo během svařování částečné rozpuštění částic precipitátu přítomných ve výchozím základním materiálu. Precipitace z této části TOO je zobrazena na obr. 41. Kvůli úplné austenitizaci v této oblasti lze na celé ploše snímku pozorovat otisky hranic martenzitických lůtek vzniklých při rozpadu austenitu během ochlazování svaru. Při analýze precipitací byly v jemnozrnné zóně tepelně ovlivněné oblasti zjištěny všechny minoritní fáze, které se vyskytovaly v základním materiálu. V některých lůtkách martenzitu byly pozorovány jehlice cementitu, které vznikly během ochlazování svaru.



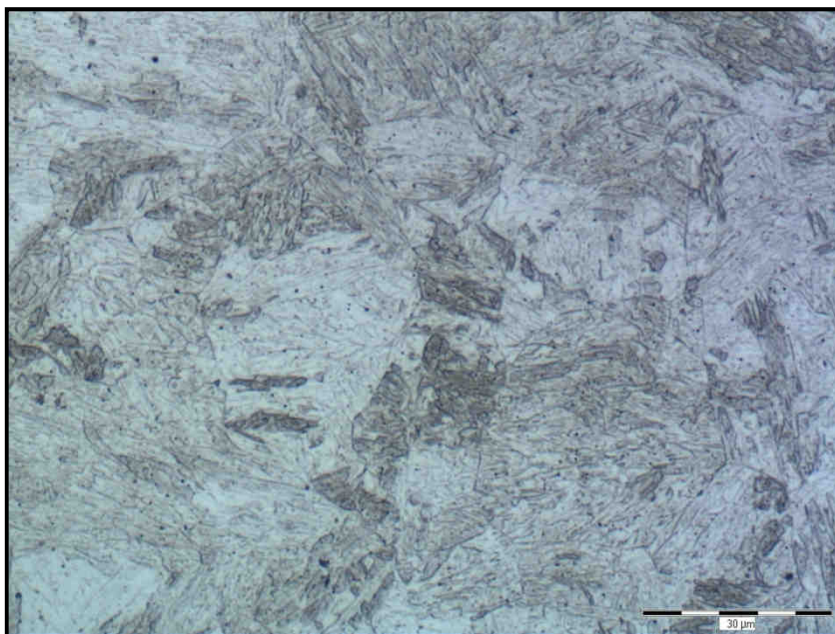
Obr. 40: Mikrostruktura jemnozrnné oblasti TOO



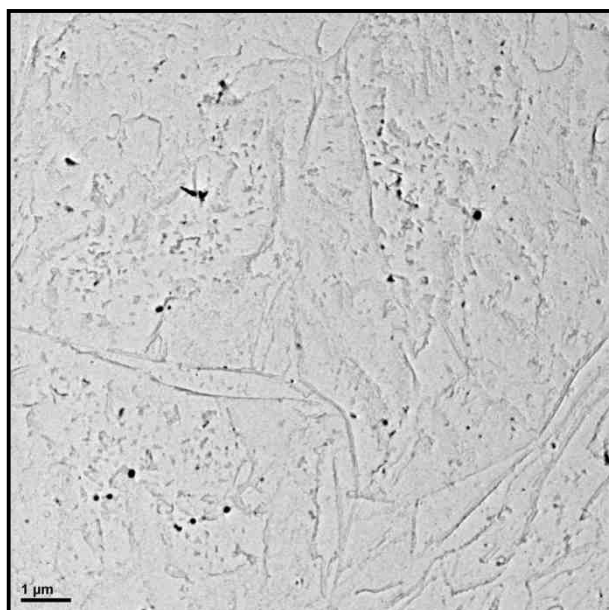
Obr. 41: Precipitace v jemnozrnné oblasti TOO

Hrubozrnná oblast

Mikrostruktura hrubozrnné oblasti TOO je zobrazena na obr. 42 a precipitace z této oblasti je na obr. 43. Při průběhu teplotního cyklu při svařování došlo k úplnému rozpuštění částic $M_{23}C_6$, globulární částice v mikrostruktuře jsou identifikovány jako nerozpuštěné částice NbX. V těchto částicích jsou detekovány prvky titanu, vanadu a chromu. Kromě toho se také v hrubozrnné části TOO vyskytovaly v malém množství jemné částice (V, Nb)X. Při ochlazování svaru se vytvořily podmínky pro precipitaci jehlic cementitu v martenzitu.



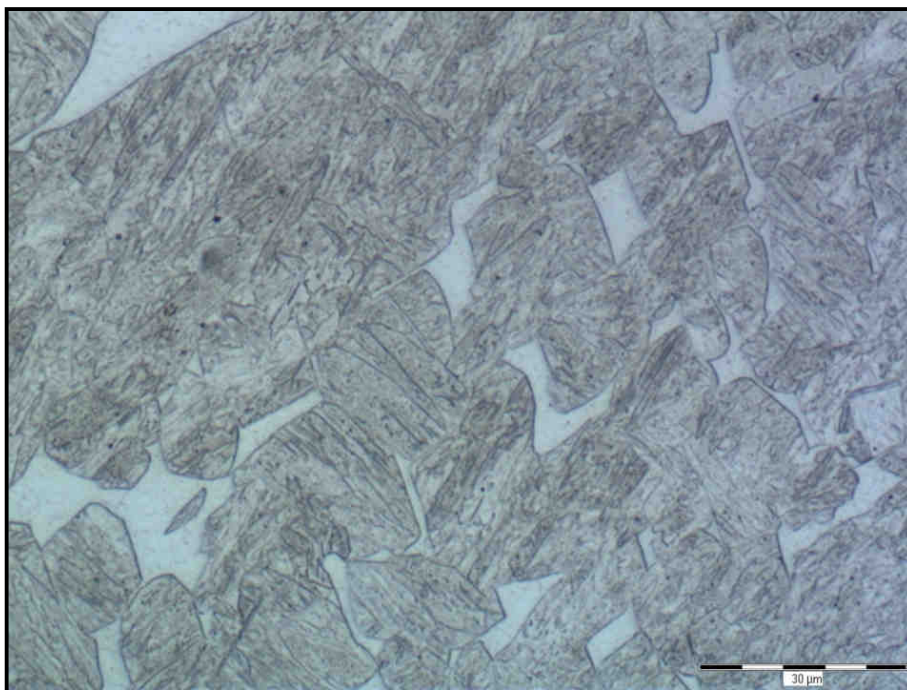
Obr. 42: Mikrostruktura hrubozrnné oblasti TOO



Obr. 43: Precipitace v hrubozrnné oblasti TOO

Oblast svarového kovu

V přehřátém pásmu nerozpuštěné částice NbX účinně brzdily růst austenitického zrna. Typická velikost původních austenitických zrn se v tomto pásmu pohybovala pouze kolem 30 μm . Mikrostruktura svarového kovu byla tvořena „čerstvým“ martenzitem a δ -feritem (obr. 44).

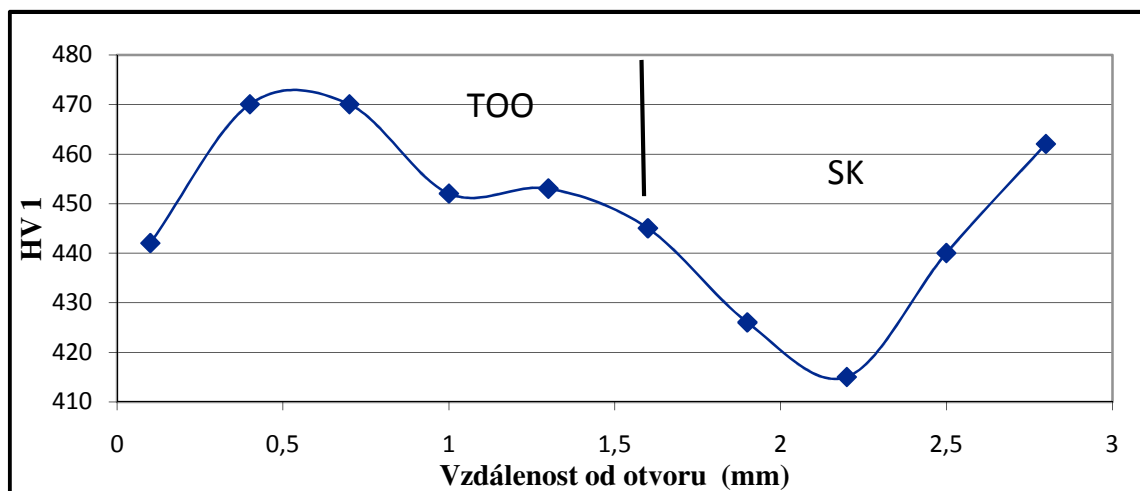


Obr. 44: Mikrostruktura svarového kovu (martenzit + δ -ferit)

7.1.2 Analýza oblasti (linie) B

Měření tvrdosti

Na obr. 45 je profil měřené tvrdosti podél linie B, která je vyznačená na obr. 35. Tvrdost od otvoru pro termočlánek až ke svarovému kovu leží v rozsahu 440 – 470 HV1. Když tento profil tvrdosti srovnáme s profilem tvrdosti podél linie A, tak nám linie B odpovídá normalizovanému a hrubozrnnému pásmu TOO. Tvrdost těsně pod povrchem otvoru pro termočlánek odpovídá normalizovanému pásmu TOO.

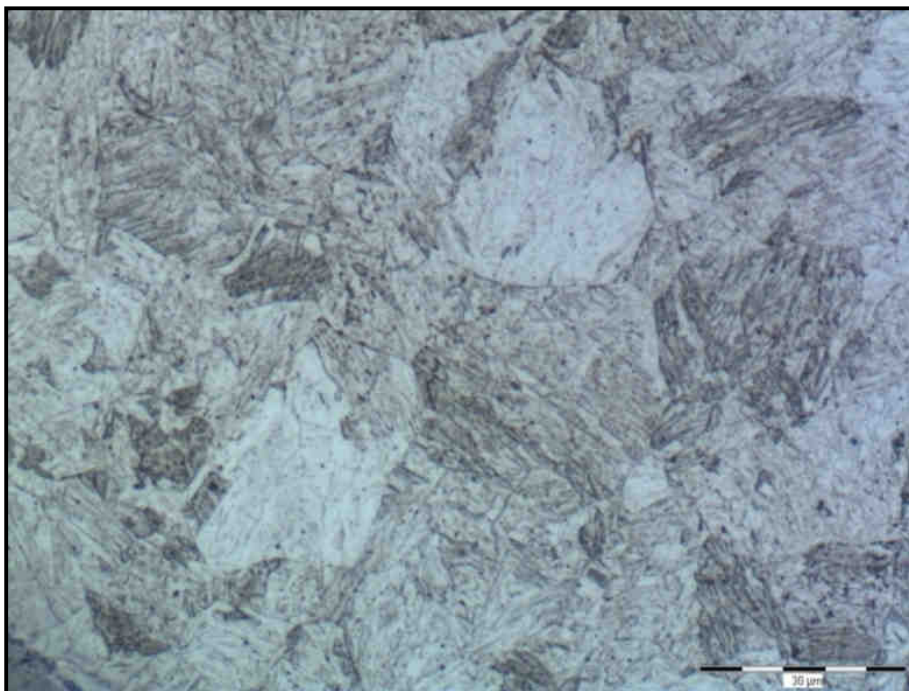


Obr. 45: Profil tvrdosti HV1 podél linie B na obr. 35 (od povrchu otvoru)

Mikrostrukturní analýza

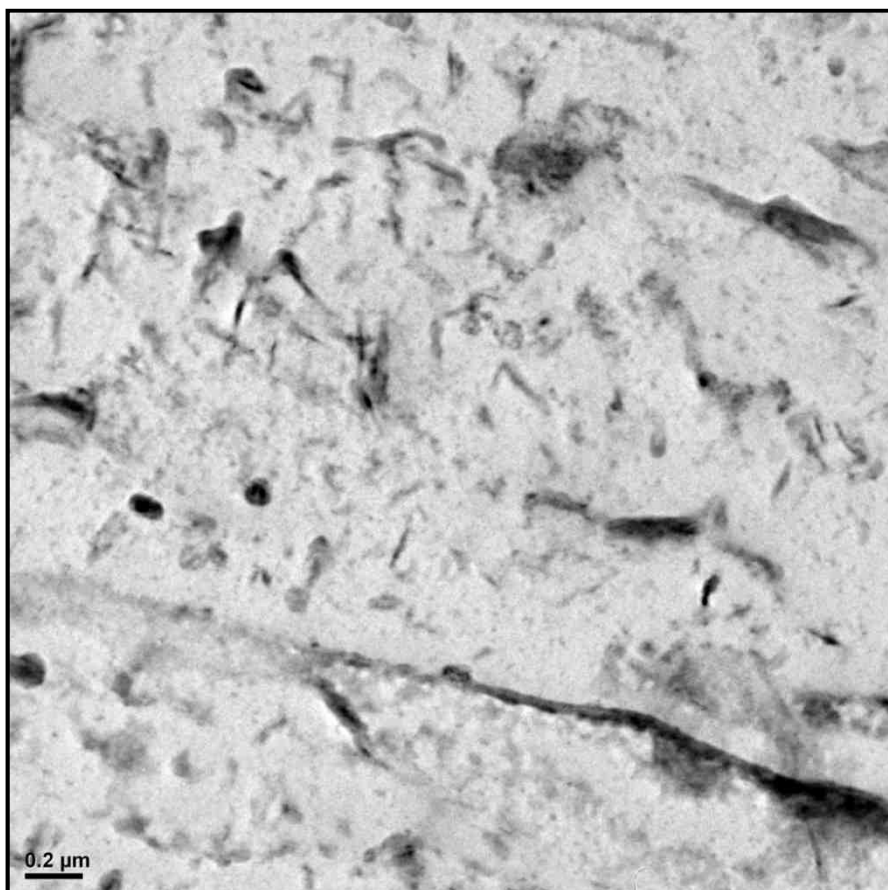
Hrubozrnná oblast

Mikrostruktura hrubozrnné tepelně ovlivněné oblasti nad otvorem pro termočlánek je zobrazen na obr. 46. Množství nerozpuštěných částic precipitátu v této mikrostruktuře je malá. S rostoucí vzdáleností od hranice ztavení množství nerozpuštěných částic precipitátu v mikrostruktuře vzrůstá.



Obr. 46: Mikrostruktura hrubozrnné oblasti TOO

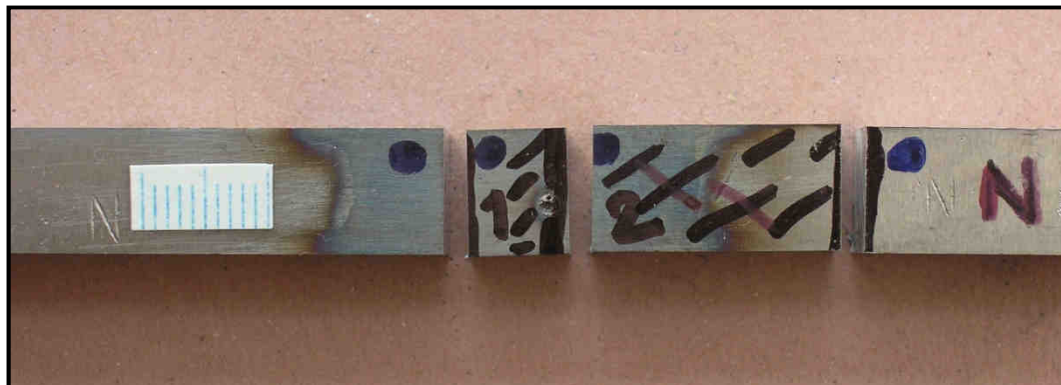
Precipitace v hrubozrnné tepelně ovlivněné oblasti nad otvorem pro termočlánek je zobrazen na obr. 47. Nerozpuštěné částice jsou převážně tvořeny fází NbX. V martenzitu došlo k intenzivní precipitaci jehlic cementitu z důsledku pomalého ochlazování svaru.



Obr. 47: Precipitace v TOO s jehlicemi fáze Fe_3C

7.2 Mikrostrukturní analýza a měření tvrdosti na vzorku N

Mikrostrukturní rozbor a měření tvrdosti bylo provedeno na vzorcích N1 (příčný řez dodaného vzorku v místě přichycení termočlásku) a N2 (výbrus rovnoběžný s osou vzorku od místa přichycení termočlásku).



Obr. 48: Odběr vzorků N1 a N2 pro metalografický rozbor

7.2.1 Příčný řez (N1)

Měření tvrdosti

V tabulce 18 jsou uvedeny výsledky měření tvrdosti HV1 na vzorku N1. Naměřená hodnota tvrdosti odpovídá hrubozrnné oblasti, eventuálně normalizované oblasti TOO u vzorku P92-1-1-T4 a P92-1-2-T3.

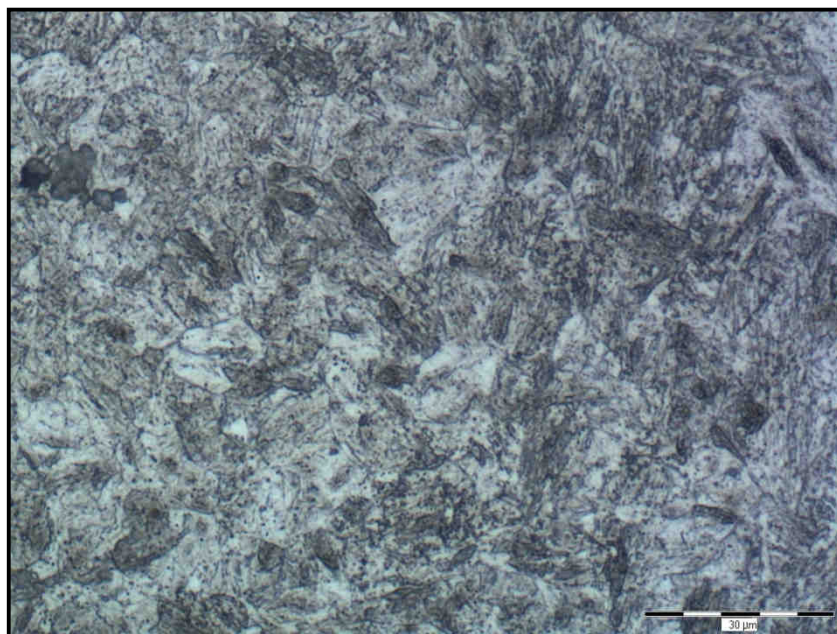
Tabulka 18: Výsledky měření tvrdosti HV1

Vzorek	Tvrdost HV1	HV1 _{střed} ± STD
N1	472, 453, 441, 500, 463, 445, 447	460 ± 21

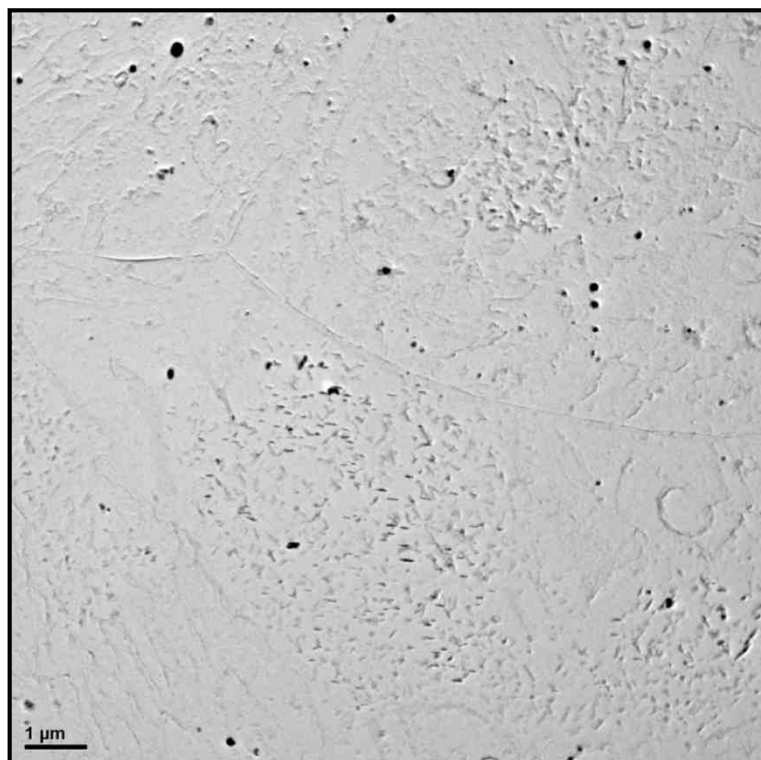
Mikrostrukturní analýza

Snímek popuštěné martenzitické struktury ve vzorku N1 je uveden na obr. 49. Na obr. 50 jsou zobrazeny precipitace ve vzorku N1. K úplnému rozpuštění částic $M_{23}C_6$ přítomných v základním materiálu došlo v průběhu tepelné simulace. Na teplotě austenitizace zůstaly v mikrostruktuře přítomny částice NbX, které kromě niobu obsahovaly také malé množství titanu, vanadu a chrómu. Tento typ částic v modifikovaných 9-12% Cr ocelí je obvykle označován jako primární MX částice. V menším množství byly také identifikovány částice (V, Nb)X, tzv. sekundární MX částice. Vysoká četnost jehlicovitých částic cementitu (Fe_3C) byla přítomna uvnitř martenzitických látek. Tato metastabilní fáze se v oceli P92 ve stavu po tepelném zpracování na jakost nevyskytuje. Cementit může precipitovat v průběhu pomalého ochlazování z teploty austenitizace nebo na počátku popouštění „čerstvého“ martenzitu na teplotě pod A_{c1} . Na počátku popouštění „čerstvého“ martenzitu

dochází poměrně rychle k jeho destabilizaci v důsledku vylučování termodynamicky mnohem stabilnějšího karbidu typu $M_{23}C_6$. Ve zkoumaném vzorku částice cementitu musely precipitovat v průběhu rozpadu austenitu na martenzit. Rychlost ochlazování vzorku N byla dostatečně pomalá, aby mohlo dojít k precipitaci jehlic cementitu z přesyceného tuhého roztoku.



Obr. 49: Mikrostruktura vzorku N1

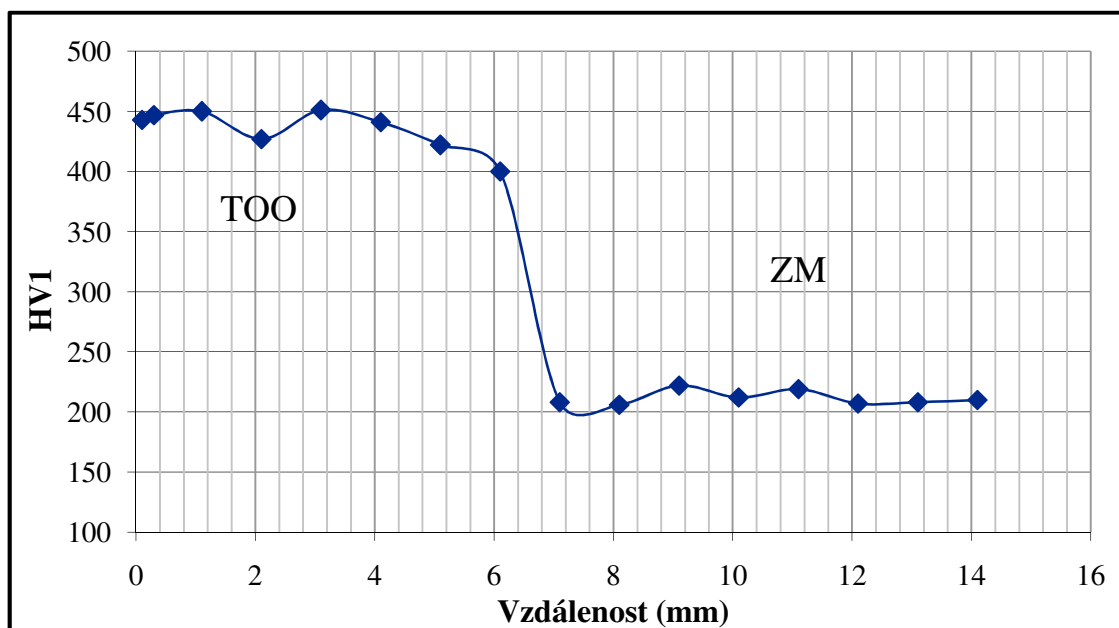


Obr. 50: Precipitace ve vzorku N1 (nerozpuštěné částice NbX, (V, Nb)X a jehlice Fe₃C)

7.2.2 Podélný řez (N2)

Měření tvrdosti

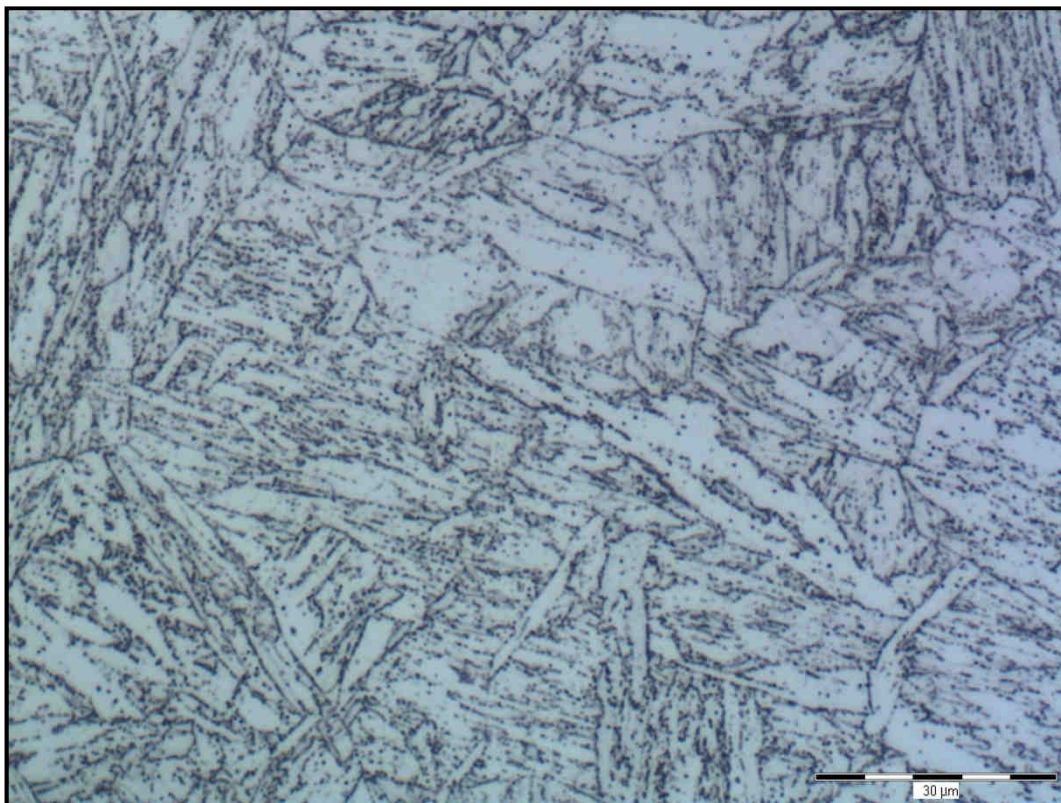
Podélný profil měřené tvrdosti HV1 od středu délky zkoumaného vzorku N2 je zobrazen na obr. 51. Na tomto obrázku vidíme, že simulované pásmo tepelně ovlivněné oblasti zasahuje do vzdálenosti cca 6 mm. Z toho vyplývá celková délka simulovaného pásma TOO na vzorku N cca 12 mm.



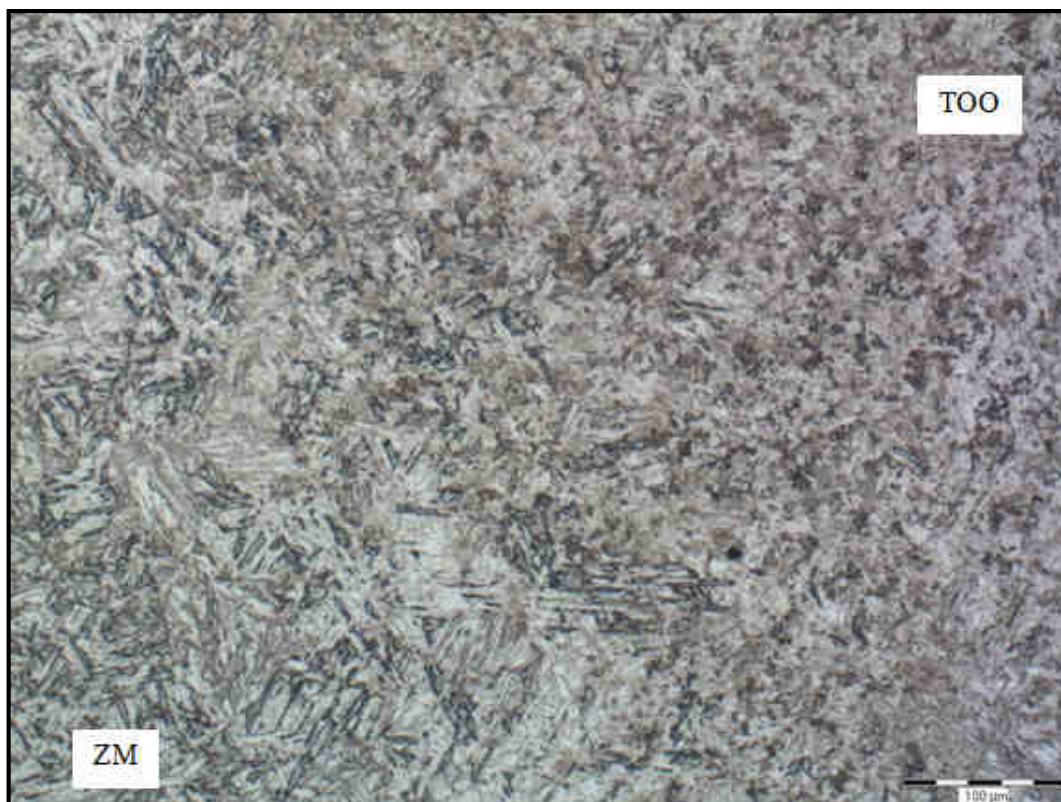
Obr. 51: Podélný profil tvrdosti HV1 (od místa přichycení termočládku)

Mikrostrukturní analýza

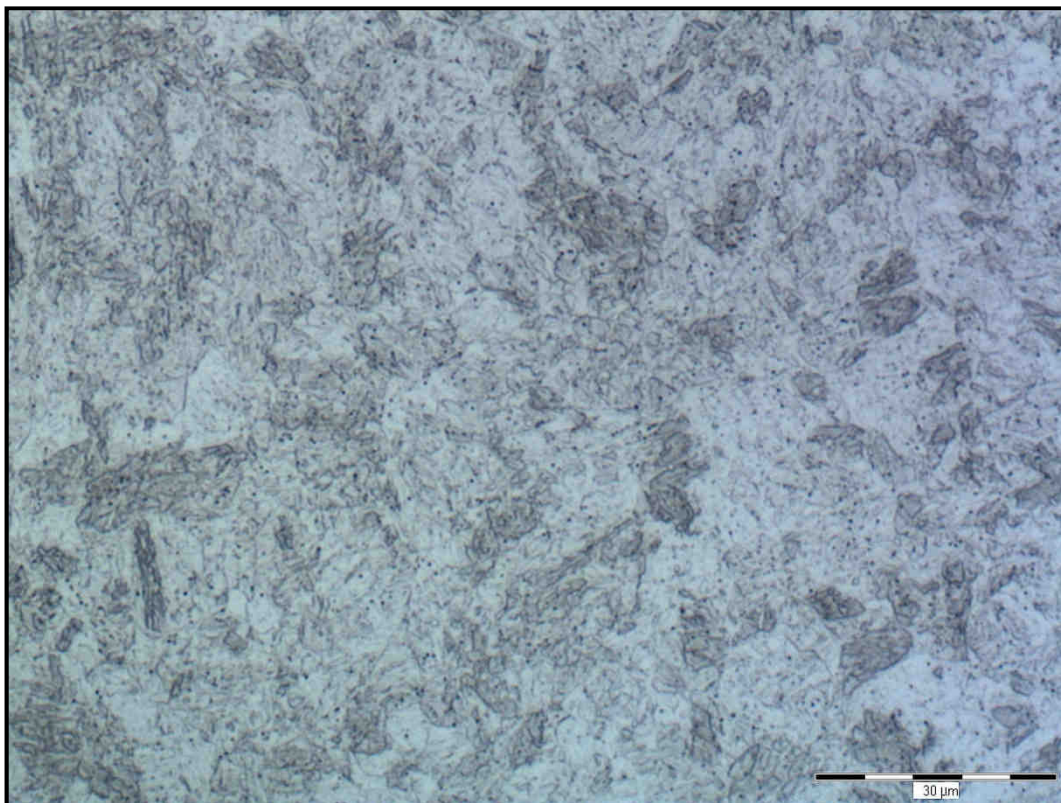
Mikrostruktura popuštěného martenzitu v základním materiálu je zobrazena na obr. 52. V interkrytickém pásmu TOO můžeme pozorovat četné částice precipitátu nerozpuštěné během tepelné simulace. Na obr. 53 pozorujeme přechod mezi základním materiálem a simulovaným pásmem TOO. Mikrostruktura simulovaného pásma tepelně ovlivněné oblasti ve vzdálenosti 1 – 2 mm od středu délky zkoumaného vzorku je zobrazena na obr. 54. Velikost původního austenitického zrna v této oblasti (obr. 54) vypadá menší než na příčném řezu přesně ve středu délky zkoumaného vzorku N (obr. 49).



Obr. 52: Mikrostruktura základního materiálu



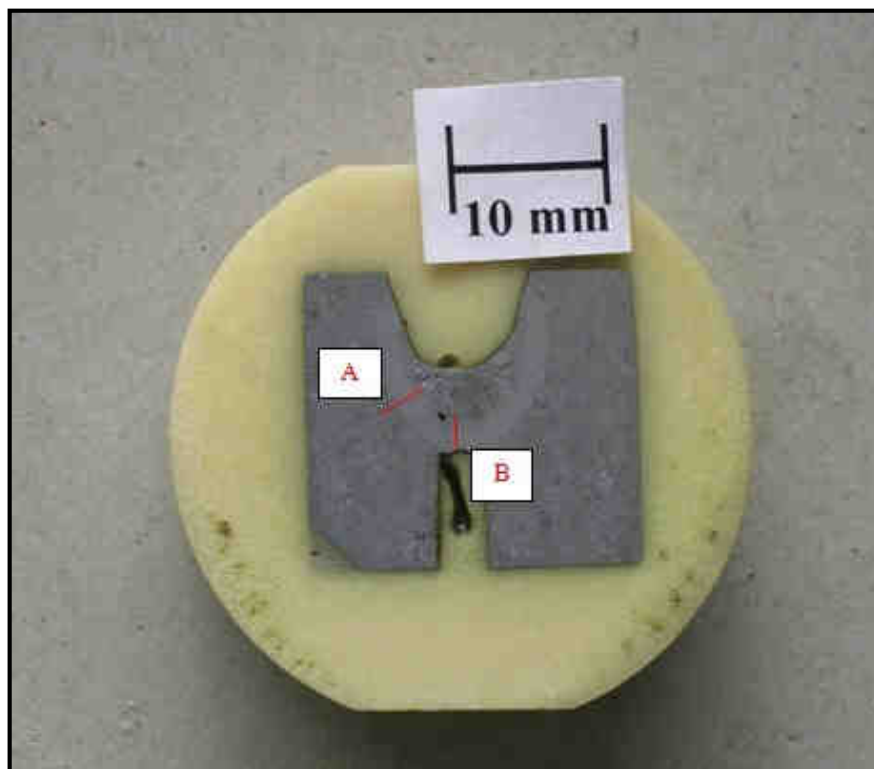
Obr. 53: Mikrostruktura přechodu ZM – interkritická oblast TOO



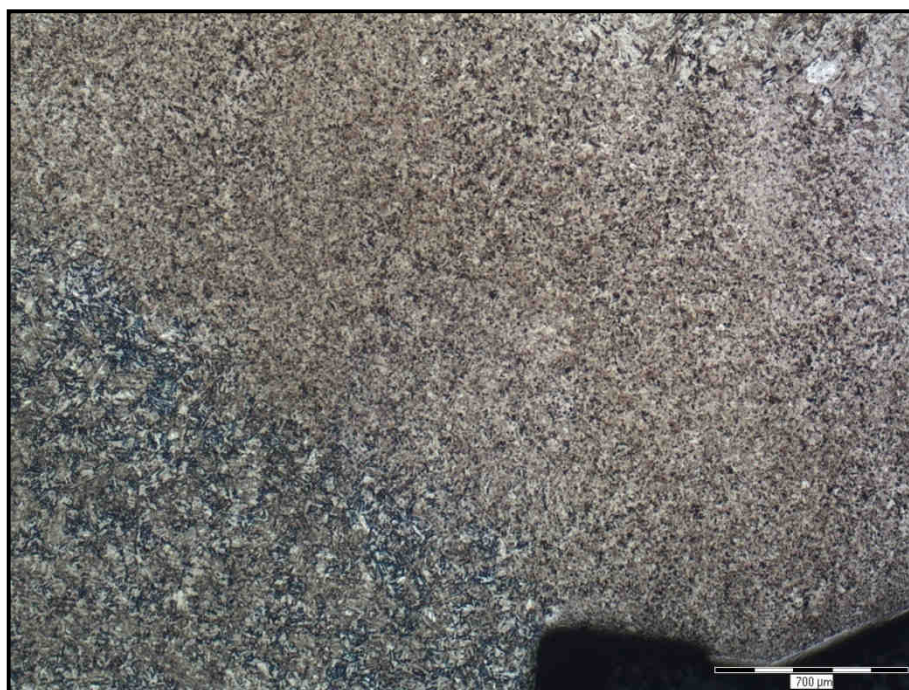
Obr. 54: Mikrostruktura simulované TOO velikost austenitického zrna v pásmu normalizace

7.3 Mikrostukrutní analýza a měření tvrdosti na vzorku P92-1-1-T4

Na obr. 55 je zobrazen makrolept vzorku P92-1-2-T4. Jsou zde vyznačeny dvě oblasti (linie) měření profilu tvrdosti HV1 přes tepelně ovlivněnou oblast (oblast A a B). V oblasti A očekáváme větší odvod tepla než v oblasti B. Na obr. 56 vidíme, že okraj tepelně ovlivněné oblasti se nachází těsně nad okrajem vyvrtaného otvoru.



Obr. 55: Makrolept vzorku T4 s označenými oblastmi měření profilu tvrdosti

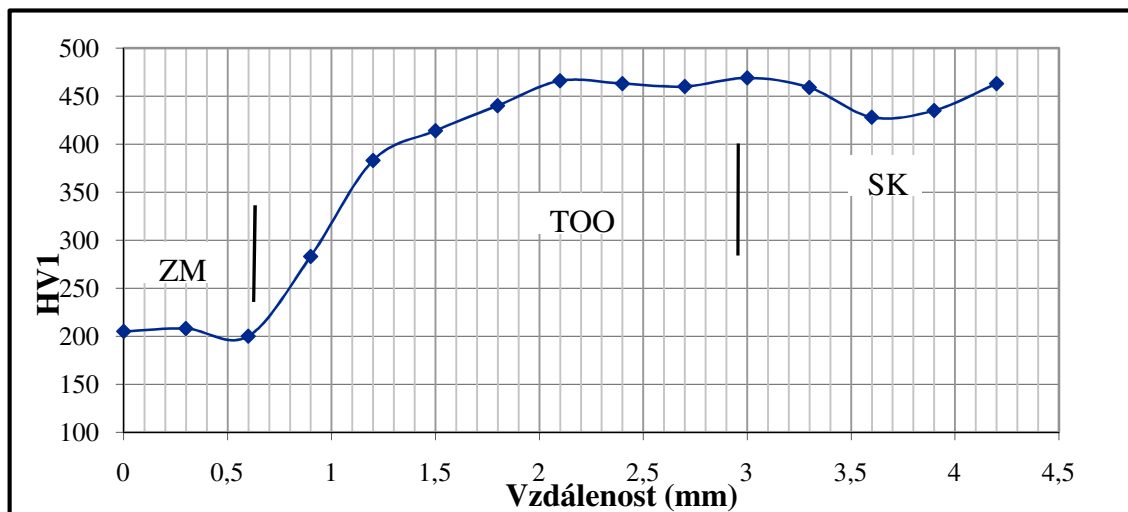


Obr. 56: Mikrostruktura u levého okraje otvoru

7.3.1 Analýza oblasti (linie) A

Měření tvrdosti

Profil měřené tvrdosti HV1 v oblasti A je znázorněn na obr. 57. Podobně jako u vzorku P92-1-2-T3 tvrdost přehřátého a normalizovaného pásma TOO dosahuje hodnot cca 460 HV1. V pásnu částečné překrystalizace TOO pozorujeme prudký pokles tvrdosti.

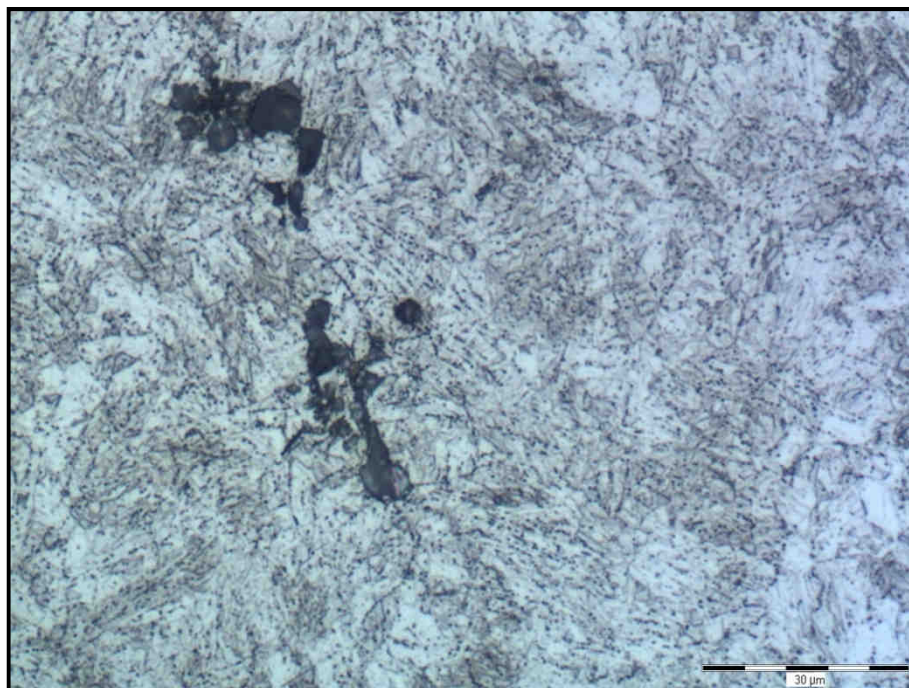


Obr. 57: Profil tvrdosti HV1 přes TOO (oblast A na obr. 55)

Mikrostrukturní analýza

Oblast částečné překrystalizace

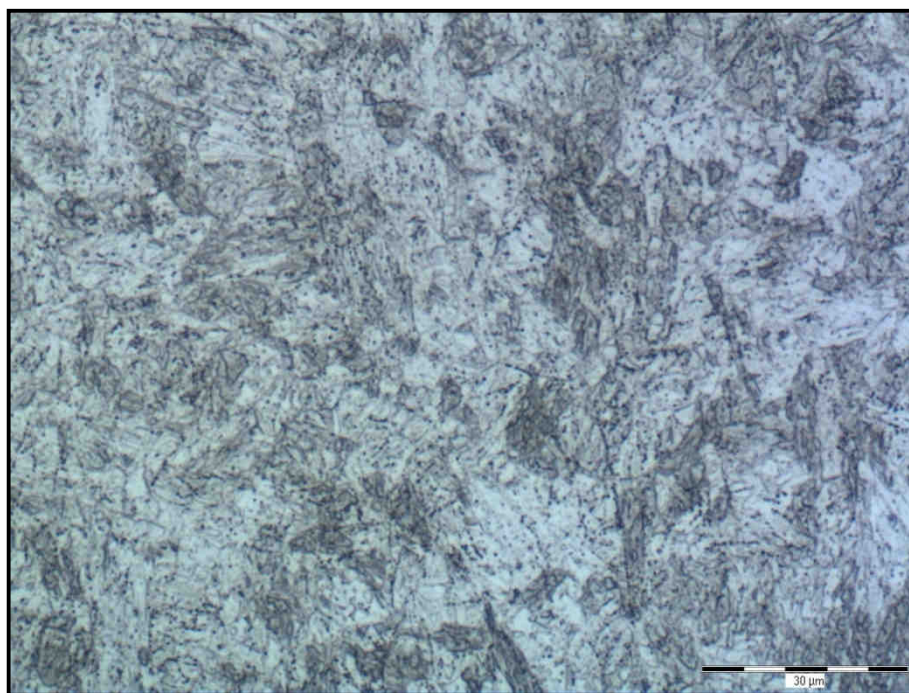
Mikrostruktura částečné překrystalizace pásma TOO je na obr. 58. V popuštěném martenzitu oblasti částečné překrystalizace se nachází velké množství nerozpuštěných částic precipitátů.



Obr. 58: Mikrostruktura interkritické oblasti TOO

Oblast normalizace

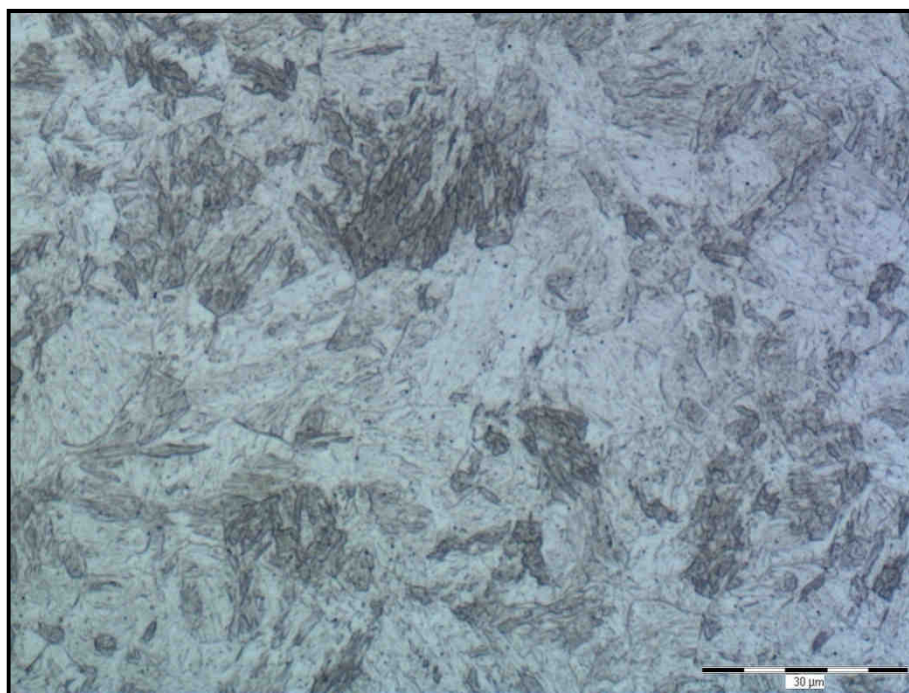
Mikrostruktura oblasti normalizace tepelně ovlivněné oblasti je na obr. 59.



Obr. 59: Mikrostruktura jemnozrnné oblasti TOO

Hrubozrnná oblast

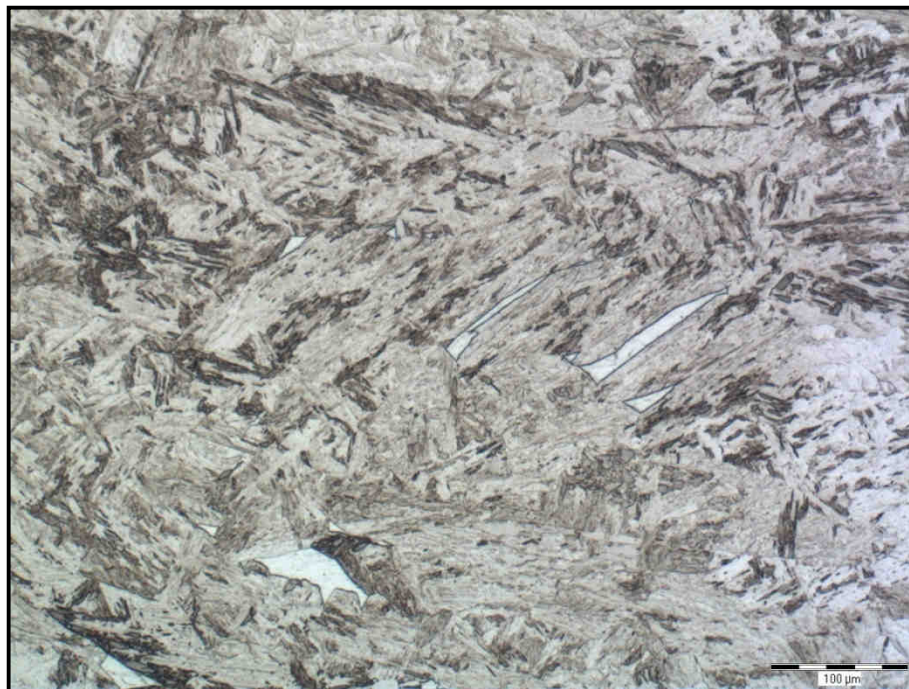
Množství nerozpuštěných precipitátů se výrazně snížila v hrubozrnné oblasti TOO (obr. 60). V této oblasti se velikost původních austenitických zrn pohybovala pouze kolem 30 μm. Růst austenitického zrna byl brzděn nerozpuštěnými precipitáty typu NbX.



Obr. 60: Mikrostruktura hrubozrnné oblasti TOO

Oblast svarového kovu

Mikrostruktura svarového kovu je tvořena směsí „čerstvého“ martenzitu a δ -feritem (obr. 61).

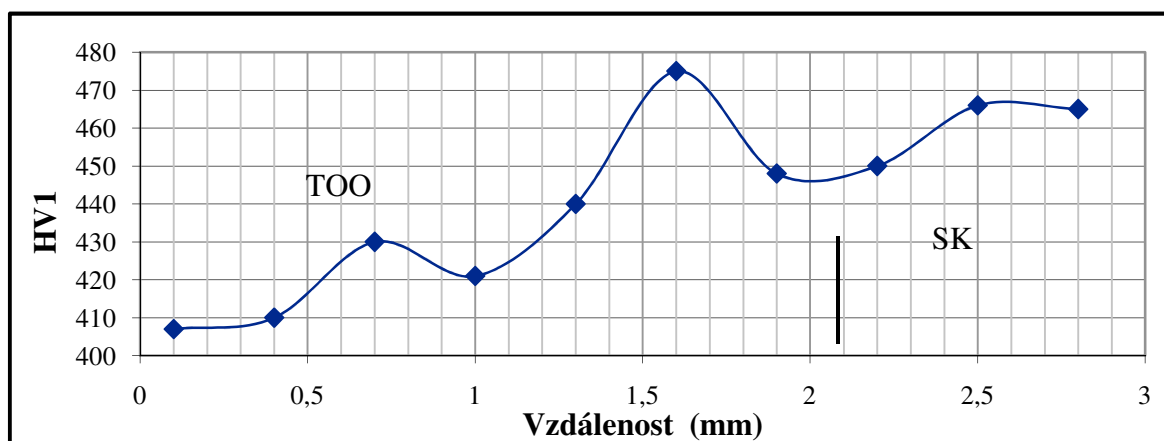


Obr. 61: Mikrostruktura svarového kovu (martenzit + δ -ferit)

7.3.2 Analýza oblasti (linie) B

Měření tvrdosti

Na obr. 62 je profil měřené tvrdosti podél linie B, která je vyznačená na obr. 55. Tvrdost od otvoru pro termočlánek až ke svarovému kovu leží v rozsahu 410 – 470 HV1. V porovnání se vzorkem P92-1-2-T3 byla těsně nad povrchem otvoru pro termočlánek u vzorku P92-1-1-T4 naměřena tvrdost o cca 30 jednotek HV1 nižší. Tato tvrdost odpovídá konci normalizovaného pásma, eventuálně začátku pásma částečné překrystalizace tepelně ovlivněné oblasti (dochází k prudkému poklesu tvrdosti materiálu).

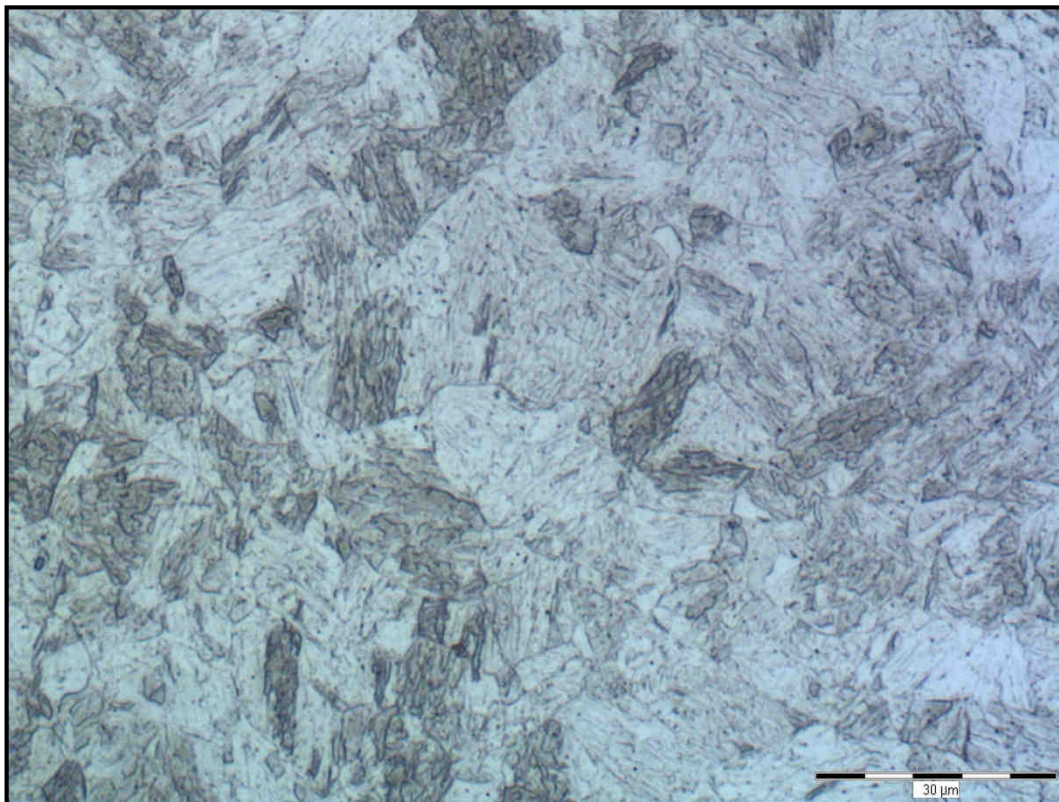


Obr. 62: Profil tvrdosti HV1 podél linie B na obr. 55

Mikrostrukturní analýza

Hrubozrnná oblast

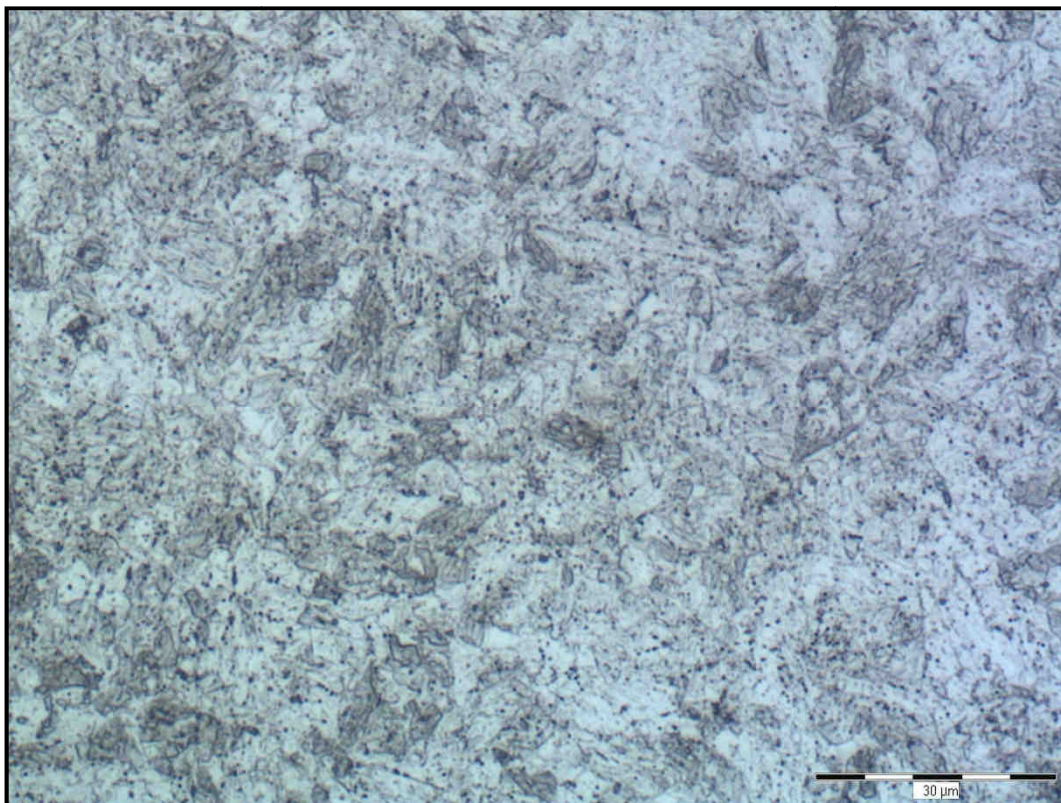
Mikrostruktura hrubozrnné tepelně ovlivněné oblasti nad otvorem pro termočlánek je zobrazena na obr. 63. Množství nerozpuštěných částic precipitátů v této mikrostruktuře je malá.



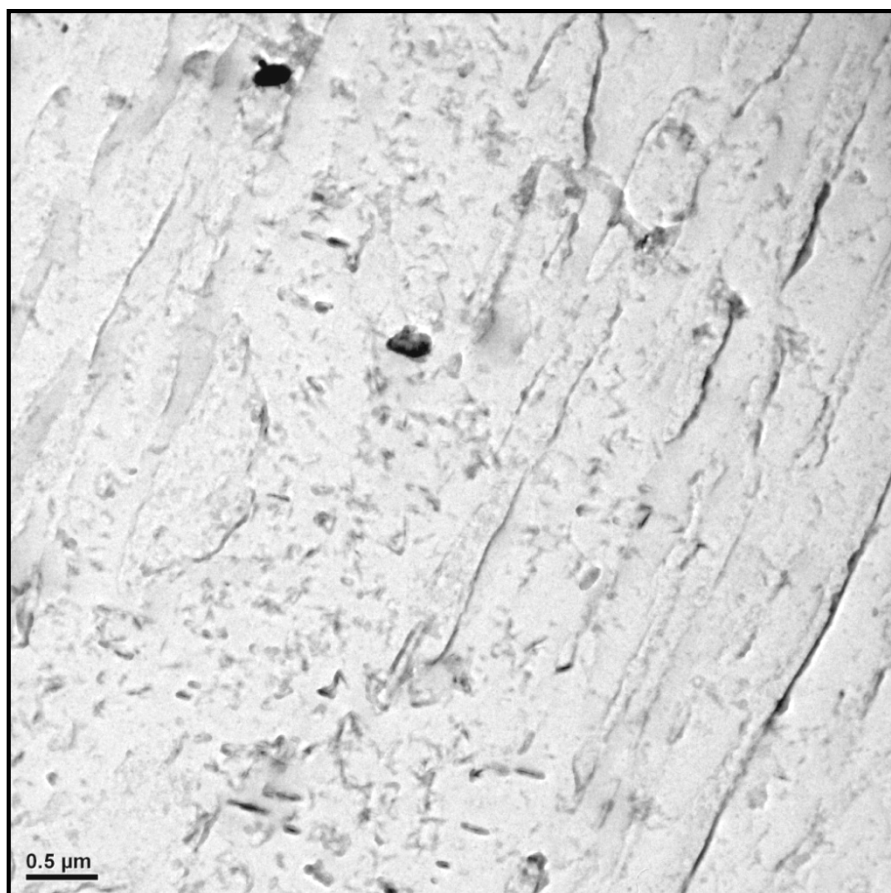
Obr. 63: Mikrostruktura hrubozrnné oblasti TOO

Mikrostruktura v polovině výšky tepelně ovlivněné oblasti nad vyvrtaným otvorem pro termočlánek je zobrazena na obr. 64. S rostoucí vzdáleností od hranice ztavení množství nerozpuštěných částic precipitátů v mikrostruktuře vzrůstá.

Nerozpuštěné částice jsou převážně tvořeny fází NbX a v menší míře částicemi (V, Nb)X. V martenzitu došlo k intenzivní precipitaci jehlic cementitu z důvodu pomalého ochlazování svaru (obr. 65).



Obr. 64: Mikrostruktura TOO



Obr. 65: Jehlice Fe₃C v martenzitu s precipitacemi v TOO

7.4 Mikrostukrutní analýza a měření tvrdosti na vzorku I

Mikrostrukturní rozbor a měření tvrdosti byl proveden na vzorcích I1 (příčný řez dodaného vzorku v místě přichycení termočlásku) a I2 (výbrus rovnoběžný s osou vzorku od místa přichycení termočlásku).



Obr. 66: Schéma odběru vzorků I1 a I2 pro metalografický rozbor

7.4.1 Příčný řez (I1)

Měření tvrdosti

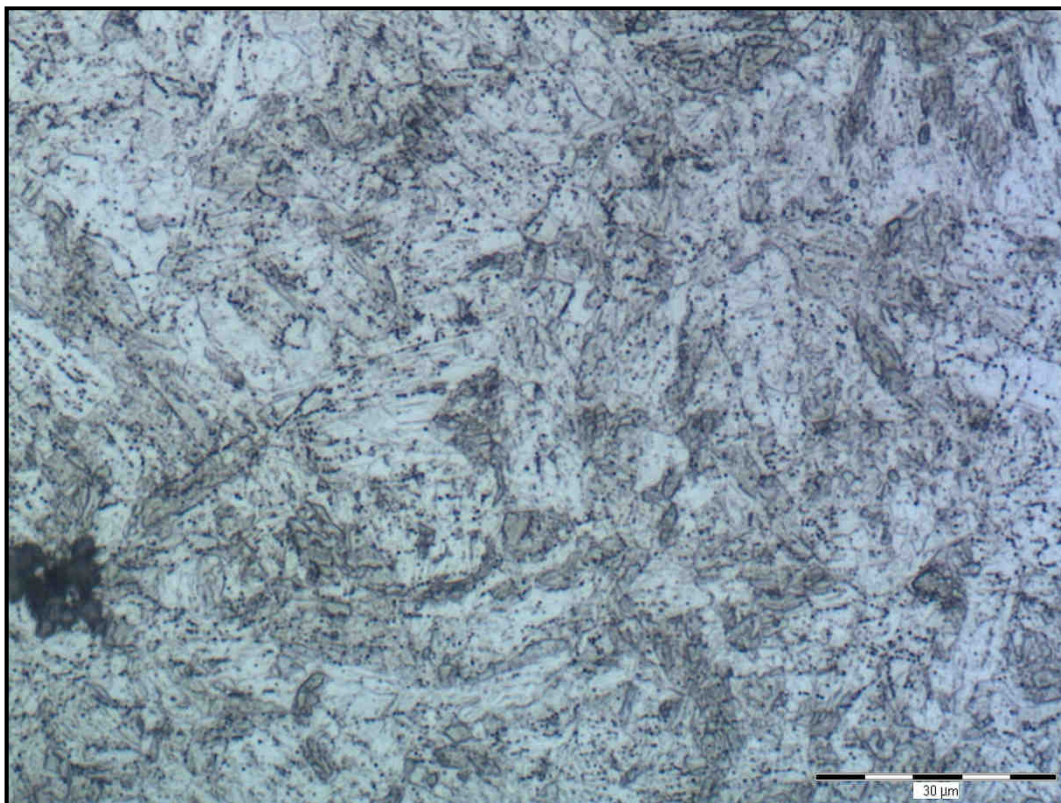
V tabulce 19 jsou uvedeny výsledky měření tvrdosti HV1 na vzorku I1. Naměřená hodnota tvrdosti odpovídá hrubozrnné oblasti TOO u vzorku P92-1-1-T4 a P92-1-2-T3.

Tabulka 19: Výsledky měření tvrdosti HV1 na vzorku I1

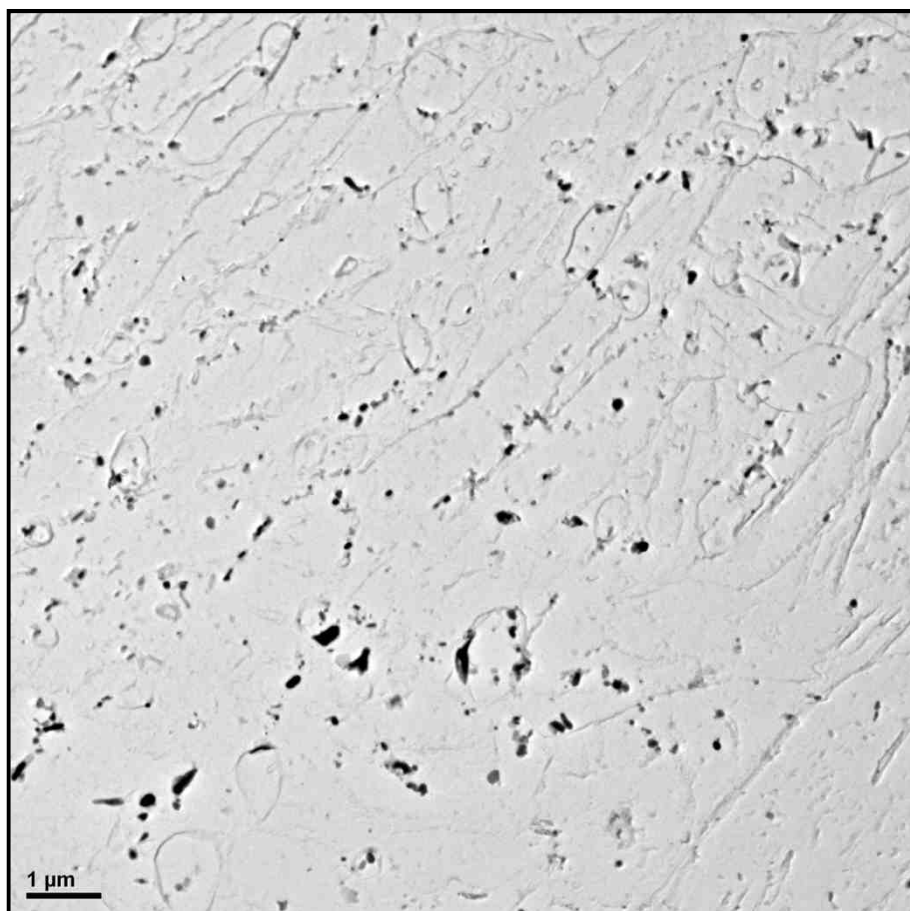
Vzorek	Tvrdost HV1	HV1 _{střed} ± STD
I1	406, 435, 421, 425, 420, 416, 427	421 ± 9

Mikrostrukturní analýza

Snímek popuštěné martenzitické struktury ve vzorku N1 je uveden na obr. 67. V mikrostruktuře lze vidět nerozpuštěné částice precipitátů. Na obr. 68 jsou zobrazeny precipitace ve vzorku N1. Stopy hranic martenzitických latěk na snímcích dokazují, že došlo ve studované oblasti během svařování k úplné austenitizaci (jedná se o normalizovanou oblast TOO). Ve studované oblasti tepelně ovlivněné oblasti nedošlo k rozpuštění žádných minoritních fází přítomných v základním materiálu. Množství nerozpuštěných částic precipitátů v mikrostruktuře vzorku I1 byla významně větší než u vzorku N1. Jehlice cementitu byly identifikovány v martenzitických latkách, které se vytvořily v průběhu ochlazování svaru po rozpadu austenitu na martenzit. K precipitaci jehlic cementitu z přesyceného tuhého roztoku (martenzitu) došlo kvůli dostatečně pomalé rychlosti ochlazování vzorku I.



Obr. 67: Mikrostruktura vzorku I1

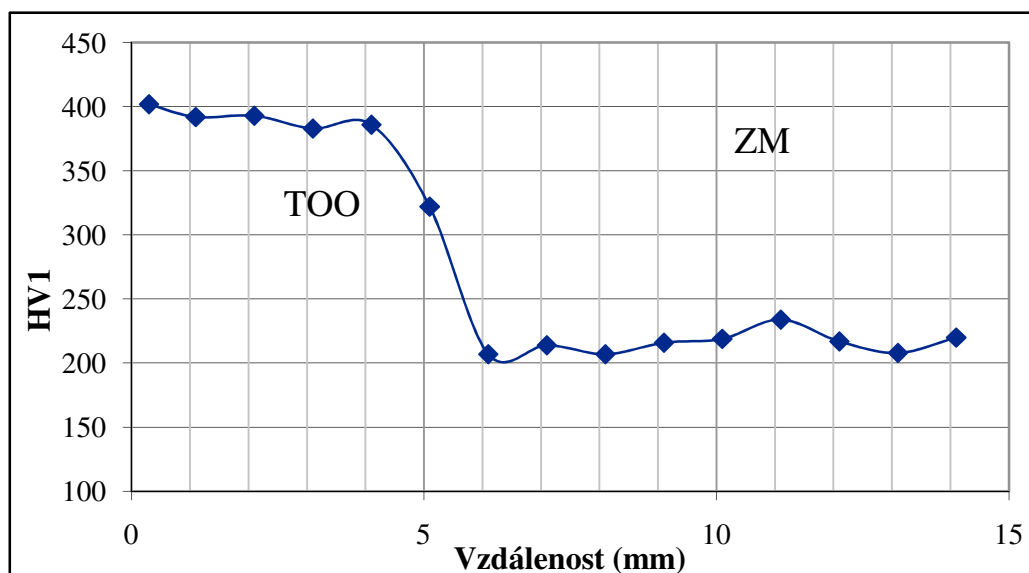


Obr. 68: Precipitace ve vzorku I1

7.4.2 Podélný řez (I2)

Měření tvrdosti

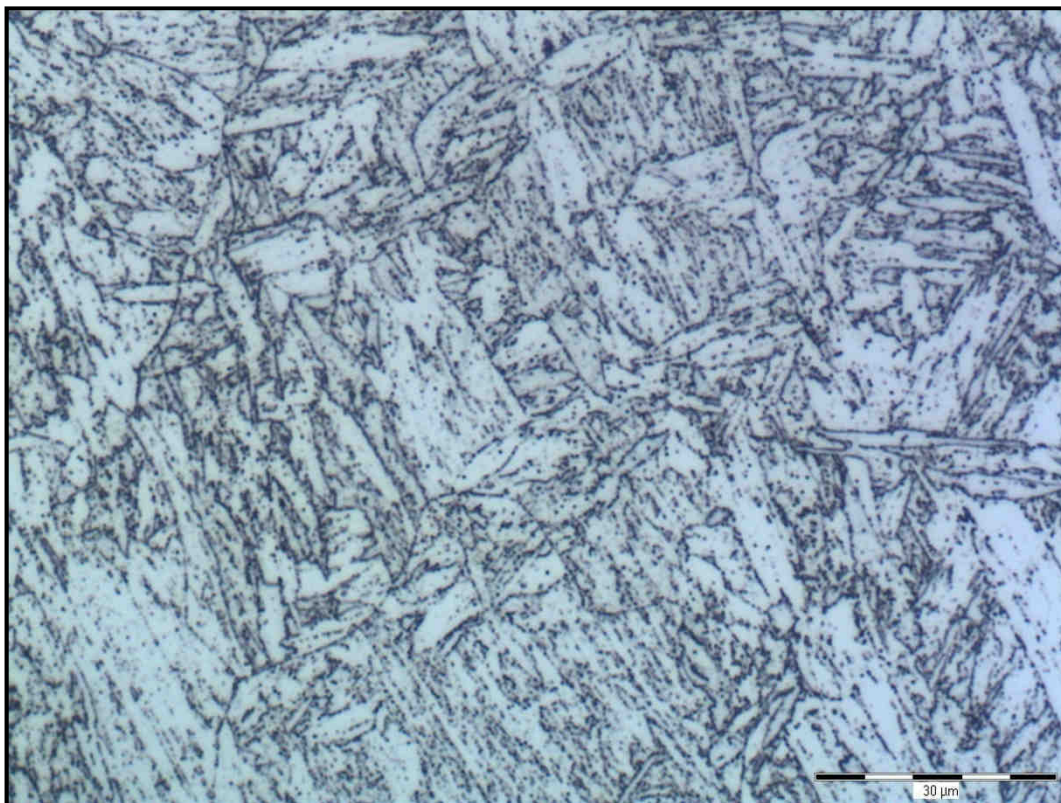
Podélný profil měřené tvrdosti HV1 od středu délky zkoumaného vzorku N2 je zobrazen na obr. 69. Na tomto obrázku vidíme, že simulované pásmo tepelně ovlivněné oblasti zasahuje do vzdálenosti cca 4 mm. Tím vyplývá celková délka simulovaného pásma TOO na vzorku N cca 8 mm.



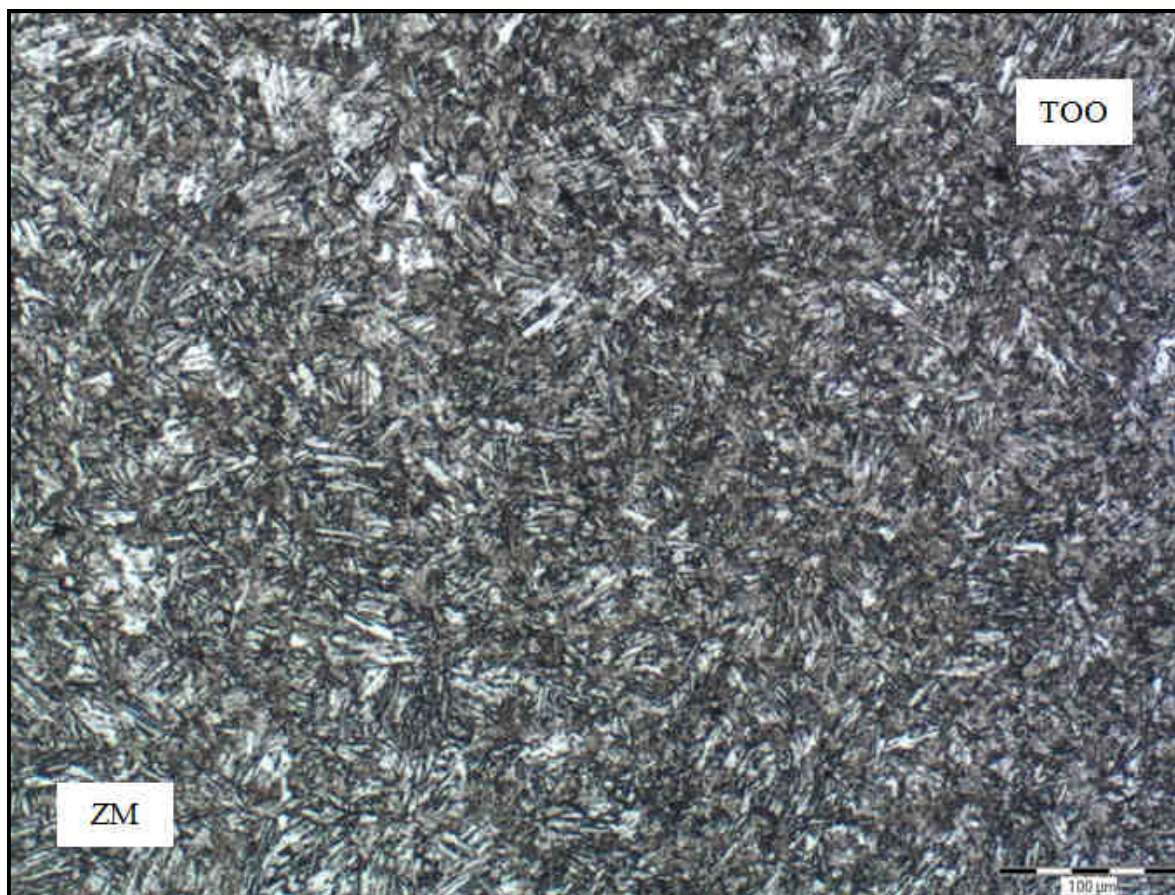
Obr. 69: Podélný profil tvrdosti HV1 (od místa přichycení termočládku)

Mikrostrukturní analýza

Mikrostruktura popuštěného martenzitu v základním materiálu je zobrazena na obr. 70. Na obr. 71 pozorujeme přechod mezi základním materiálem a simulovaným pásmem TOO. V simulovaném pásmu TOO je vysoké množství nerozpuštěných částic precipitátů.



Obr. 70: Mikrostruktura základního materiálu



Obr. 71: Mikrostruktura přechodu ZM – simulovaná oblast TOO

8 Vyhodnocení dosažených výsledků

Rozsahy pásem jednotlivých oblastí jsou vytvořeny z teplot A_{c1} a A_{c3} (kapitola 5.1), které byly zjištěny z ARA diagramu. Teplota přehřátí vyplývá z práce Sondela [41].

Rozsah pásem jednotlivých oblastí:

- A_{c1} až A_{c3} – pásmo částečné překrystalizace => 845 °C až 945 °C
- A_{c3} až T_p – pásmo normalizace => 945 °C až 1 300 °C
- Více než T_p – pásmo přehřátí => nad 1 300 °C

Měření teplotních cyklů

Tabulka 20 zobrazuje reprezentativní naměřené teplotní cykly pásma normalizace a částečné překrystalizace, které se poté modelovaly na simulátoru.

Tabulka 20: Reprezentativní naměřené teplotní cykly na desce P91

Pásmo	Označení vzorku	T_{\max} [°C]	$\Delta t_{8/5}$ [s]
Normalizace	P92-1-2-T3	1 083	26,4
Částečné překrystalizace	P92-1-1-T4	860	33,4

Modelování teplotních cyklů

Tabulka 21 uvádí souhrn maximálních teplot jednotlivých pásem teplotních cyklů na reálném svaru a namodelovaných teplotních cyklů.

Tabulka 21: Souhrn zkoumaných vzorků

Vzorky reálného homogenního svaru		Vzorky po tepelné simulaci TOO	
Označení	T_{\max} [°C]	Označení	T_{\max} [°C]
P92-1-2-T3	1 083	N	1 185
P92-1-1-T4	860	I	933

Při modelování teplotního cyklu na unikátním teplotním simulátoru v ČR se maximální teplota dostala nad požadovanou naměřenou teplotu na reálném homogenním svarovém kovu.

Mikrostrukturní rozbor reálných svarů a simulovaných oblastí TOO

Ze získaných výsledků namodelovaných vzorků TOO vyplývá:

- mikrostruktura tepelně simulovaného vzorku N odpovídá hrubozrnnému pásmu TOO reálného svaru, která byla prokázána i za pomoci transmisní elektronové mikroskopie.
- mikrostruktura tepelně simulovaného vzorku I odpovídá jemnozrnnému (normalizovanému) pásmu TOO reálného svaru, která byla prokázána i za pomoci transmisní elektronové mikroskopie.
- šířka simulovaných pásem TOO dosahovala v případě vzorku N cca 12 mm a u vzorku I cca 8 mm.

Úpravou dat vnesených do teplotního simulátoru a vícenásobným opakováním experimentu můžeme dosáhnout přesné křivky teplotního cyklu s maximální teplotou teplotního cyklu. Tímto způsobem přesně namodelujeme požadované pásma tepelně ovlivněné oblasti.

9 Závěr

V této práci byly naměřeny teplotní cykly na jednovrstvém svarovém spoji s následným namodelováním reprezentativních teplotních cyklů na vzorky. Na namodelovaných a reálných vzorcích svaru se následně provádělo měření mikrotvrdosti s analýzou mikrostruktury.

Zkoumaná ocel P92 je moderní perspektivní materiál používaný pro konstrukce se superkritickými parametry páry tepelných elektráren. Použití této oceli je pro potrubí ostré páry, předehtřivané potrubí a pro komory.

Nejslabším místem každého energetického zařízení namáhaného v oblasti creepu jsou svarové spoje. Ke snížení žírupevnosti dochází ve svarovém kovu i v jednotlivých pásmech tepelně ovlivněných oblastí (TOO) svarového spoje. Vlastnosti jednotlivých pásem TOO svarových spojů nelze s ohledem na jejich malé rozměry studovat klasickými metodami, ale pouze pomocí modelování teplotního cyklu. Pomocí vyvinutého teplotního simulátoru, který je v ČR unikátní, můžeme danou tepelně ovlivněnou oblast (TOO) nasimulovat na relativně velký vzorek (10x10x100) pro detailní zkoumání mikrostruktury a mechanických vlastností jednotlivých pásem na oceli P92.

Detailní studium jednotlivých oblastí svarového spoje umožní určit nejslabší a nejsilnější místo svarového spoje jak z hlediska základních mechanických vlastností, tak i z hlediska dlouhodobé teplotní expozice při creepu. Nejslabší pásmo tepelně ovlivněné oblasti (TOO) z hlediska odolnosti proti tečení bude možno s využitím simulátoru podrobit dlouhodobým zkouškám tečení. Stejně tak lze měřit mechanické vlastnosti na vzorcích s nasimulovaným teplotním cyklem, které odpovídají jednotlivým zónám tepelně ovlivněných oblastí (TOO).

Získané znalosti budou poté využity pro optimalizaci technologie svařování, zvýšení životnosti a spolehlivosti energetických zařízení. U konstrukcí energetických zařízení se superkritickými parametry páry dojde k podstatnému zvýšení účinnosti.

Provedený experiment potvrdil využitelnost simulátoru teplotního cyklu pro studium mikrostruktury jednotlivých pásem tepelně ovlivněných oblastí (TOO).

Poděkování

Rád bych poděkoval vedoucímu diplomové práce doc. Ing. Petrovi Mohylovi, Ph.D. za cenné rady, užitečné připomínky a odborné vedení v průběhu vypracovávání mé diplomové práce.

Také chci poděkovat pracovníkovi Českého svářečského ústavu Petrovi Pustějovskému za provedení svarových spojů na zkušebních deskách oceli P92. Současně děkuji Ing. Lukášovi Havelkovi za pomoc při experimentální části a prof. Ing. Vlastimilovi Vodárkovi, CSc. při analýze mikrostruktury a měření mikrotvrdosti.

Seznam použité literatury

- [1] FREMUNT, P., PODRÁBSKÝ, T. *Konstrukční oceli*. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 1996, 267 s. ISBN 80-85867-95-8.
- [2] PLUHAŘ, J., BENEŠ, V., MACEK, K. *Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálu*. 2. vyd. Praha: České vysoké učení technické, 1985, 253 s.
- [3] MACEK, K. *Kovové materiály*. Vyd. 1. V Praze: Nakladatelství ČVUT, 2006, 164 s. ISBN 80-01-03513-1.
- [4] HERNAS, A., JONŠTA, Z., TVRDÝ, M., ČÍŽEK, L., PURMENSKÝ, J. *Žárupevné oceli a slitiny*. Ostrava: VŠB - Technická univerzita Ostrava, 2009, 389 s. ISBN 978-80-248-2187-0.
- [5] KOUTSKÝ, J. *Slitinové oceli pro energetické strojírenství*. Vyd. 1. Praha: SNTL - Nakladatelství technické literatury, 1981, 337 s.
- [6] ProblematikaCreepu.pdf. In: [online]. [citace 22. 1. 2015]. Dostupné z: <http://www.technickevypocty.cz/files/clanky/ProblematikaCreepu.pdf>
- [7] Slide7_creep.pdf. In: [online]. [citace 22. 1. 2015]. Dostupné z: http://www.fs.vsb.cz/export/sites/fs/339/.content/files/Slide7_creep.pdf
- [8] 2_14_Ocele_odolné_voèi_teèeniu. In: [online]. [citace 22. 1. 2015]. Dostupné z: http://histproject.no/sites/histproject.no/files/2_14_Ocele_odoln%C3%A9_vo%C3%A8i_te%C3%A8eniu.pdf
- [9] SKÝBA, P. *Struktura žárupevných ocelí* [online]. Brno, 2008 [citace 22. 1. 2015]. Dostupné z: https://www.vutbr.cz/www_base/zav_prace_soubor_verejne.php?file_id=5342
Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojírenského inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství. Vedoucí práce Ing. Vít Jan, Ph.D.
- [10] KLUEH, R. OAK RIDGE NATIONAL LABORATORY. *Elevated-temperature ferritic and martensitic steels and their application to future nuclear reactors*, [online]. Tennessee, 2004, 56 s, [citace 25. 1. 2015]. Dostupné z: <http://www.ornl.gov/~webworks/cppr/y2001/rpt/121054.pdf>

- [11] LAGNEBORG, R., SIWECKI, T., ZAJAC, S., HUTCHINSON, B. SWEDISH INSTITUTE FOR METALS RESEARCH. *The role of vanadium in microalloyed steels*. The Scandinavian Journal of Metallurgy [online]. Stockholm, 1999, 81 s, [citace 25. 1. 2015]. Dostupné z: <http://www.stratcor.com/steel/Role%20of%20V%20in%20MA%20Steels.pdf>
- [12] HU, Z. SCHOOL OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING. *Heat-resistant steels, microstructure evolution and life assessment in power plants*. Thermal Power Plants [online]. China, Shanghai, 2011, s. 195-226, [citace 25. 1. 2015]. Dostupné z: http://cdn.intechopen.com/pdfs/26044/InTechHeat_resistant_steels_microstructure_evolution_and_life_assessment_in_power_plant_s.pdf
- [13] WAN, R., SUN, F., ZHANG, L., SHAN, A. *Effects of Mo on high-temperature strength of fire-resistant steel*. Materials and Design [online]. 2011, vol. 35, s. 335-341, [citace 27. 1. 2015]. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0261306911006236>
- [14] FOLDYNA, V., SONDEL, M. *Vliv nanočástic na žárovevné vlastnosti progresivních žárovevných feritických ocelí*. Metal [online]. 2009, 8 s., [citace 22. 1. 2015]. Dostupné z: <http://www.nanotechnologie.cz/storage/C5.pdf>
- [15] BHOLE, S. D., NEMADE, J. B., COLLINS, L., LIU, C. *Effect of nickel and molybdenum additions on weld metal toughness in a submerged arc welded HSLA line-pipe steel*. Journal of Materials Processing Technology [online]. 2006, vol 175, s. 92-100, [citace 27. 1. 2015]. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013605009337>
- [16] ABE, F. *Effect of boron on microstructure and creep strength of advanced ferritic power plant steels*. Procedia Engineering [online]. 2011, vol. 10, s. 94-99, [citace 22. 1. 2015]. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1877705811002062>
- [17] MAILE, K. *Evaluation of microstructural parameters in 9–12% Cr-steels*, International Journal of Pressure Vessels and Piping [online]. 2007, vol. 84, 62–68, [citace 22. 1. 2015]. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0308016106001657>

- [18] HALD, J. *Microstructure and long-term creep properties of 9–12% Cr steels*, International Journal of Pressure Vessels and Piping [online]. 2008, vol. 85, s. 30–37, [citace 22. 1. 2015]. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0308016107000634>
- [19] ZLÁMAL, B. *Strukturní stabilita heterogenních svarových spojů žárovevých ocelí* [online]. Brno, 2007, [citace 27. 1. 2015]. Dostupné z: <http://www.vutium.vutbr.cz/tituly/pdf/ukazka/978-80-214-3529-2.pdf>
Dizertační práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálového inženýrství. Vedoucí práce prof. Ing. Rudolf Foret, CSc.
- [20] DANIELSEN, H.K., HALD, J. *A thermodynamic model of the Z-phase Cr(V, Nb)N*, Calphad [online]. 2007, vol. 31, s. 505–514, [citace 22. 1. 2015]. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0364591607000417>
- [21] PILOUS, V., STRÁNSKÝ, K. *Strukturní stálost návarů a svarových spojů v energetickém strojírenství*. Vyd. 1. Praha: Academia, 1989, 206 s. ISBN 80-200-0007-0.
- [22] KRATOCHVÍL, P., LUKÁČ, P., SPRUŠIL, B. *Úvod do fyziky kovů I*. Vyd. 1. Praha: SNTL - Nakladatelství technické literatury, 1984, 243 s.
- [23] AF POWER agency, a.s. *Aplikační omezení žárovevne oceli P92* [online]. 2007. [citace 22. 1. 2015]. Dostupné z: <http://www.allforpower.cz/clanek/aplikacni-omezeni-zaropevne-oceli-p92/>
- [24] Materialvergleich. In: [online]. 2012, [citace 30. 1. 2015]. Dostupné z: <http://www.das-stahlhaus.com/wp-content/uploads/2012/01/Materialvergleich.pdf>
- [25] Dobrzański, J., Zieliński, A., Sroka, M. *The influence of simultaneous impact of temperature and time on the properties and structure of X10CrWMoVNb9-2 steel*. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering [online]. 2009, vol. 34 [citace 30. 1. 2015]. Dostupné z: http://www.journalamme.org/papers_vol34_1/3411.pdf

- [26] X10CrWMoVNB9-2 1.4901 Alloy special steel - equivalent, chemical composition, properties [online]. 2011-2015, [citace 22. 1. 2015]. Dostupné z: http://www.steelnumber.com/en/steel_composition_eu.php?name_id=528
- [27] Vaillant, J. C., Vandenberghe, B., Hahn, B., Heuser, H., Jochum, C. *T/P23, 24, 911 and 92: New grades for advanced coal-fired power plants-Properties and experience*. International Journal of Pressure Vessels and Piping [online]. 2008, vol. 85, s. 38-46, [citace 22. 1. 2015]. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0308016107000646>
- [28] Výrostková, A., Homolová, V., Pecha, J., Svoboda, M. *Phase evolution in P92 and E911 weld metals during ageing*. Materials Science and Engineering [online]. 2008, vol. 480, s. 289-298, [citace 30. 1. 2015]. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509307014517>
- [29] Koukal, J. *Úvod do problematiky svařování vybraných materiálů v energetice*. ZVÁŘANIE SVAŘOVÁNÍ [online]. 2012, vol. 5-6, s. 99-104, [citace 22. 1. 2015]. Dostupné z: http://www.vuz.sk/public/media/0355/zs_2012_05_06.pdf
- [30] HRIVŇÁK, I. *Zváranie a zvariteľnosť materiálov*. 1. vyd. Bratislava: Slovenská technická univerzita, 2009. 486 s. ISBN 978-80-227-3167-6
- [31] PAN, C., ZHANG, Z. *Morphologies of the transition region in dissimilar austeniticferritic welds*. Materials Characterization [online]. 1996, Vol. 36, s. 5-10 [citace 30. 1. 2015]. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/1044580395002499>
- [32] ŠOHAJ, P. *Strukturní stabilita žáropevných ocelí a jejich svarů* [online]. Brno, 2009 [citace 22. 1. 2015]. Dostupné z: <https://dspace.vutbr.cz/bitstream/handle/11012/6045/Diplomka.pdf?sequence=1&isAllowed=y>
Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství. Vedoucí diplomové práce: prof. Ing. Rudolf Foret, CSc.
- [33] FORET, R., ZLÁMAL, B., SOPOUŠEK, J. *Structural stability of dissimilar weld between two Cr-Mo-V steels*. Welding Journal [online]. 2006, s. 211-217 [citace 5. 2. 2015]. Dostupné z: <http://www.aws.org/wj/supplement/wj1006-211.pdf>

- [34] LI, G. F., CHARLES, E. A., CONGLETON, J. *Effect of post weld heat treatment on stress corrosion cracking of a low alloy steel to stainless steel transition weld*. Corrosion Science [online]. 2000, vol 43, s. 1963-1983 [citace 5. 2. 2015]. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0010938X00001827>
- [35] RUŠČÁK, M., KEILOVÁ, E., KOČÍK, J., BURDA, J., CHVÁTAL, P. *Structural aspects of the environmentally assisted cracking of WVER 440 dissimilar weld joints*. International Journal of Pressure Vessels and Piping [online]. 1996, vol. 68, s. 23-37 [citace 5. 2. 2015]. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0308016195000356>
- [36] DVOŘÁČEK, O. *Modelování fázového složení žárupevných ocelí a jejich spojů* [online]. Brno, 2009 [citace 22. 1. 2015]. Dostupné z: <https://dspace.vutbr.cz/handle/11012/10937>
Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství. Vedoucí diplomové práce: Ing. Vít Jan, Ph.D.
- [37] KOUKAL, J., SCHWARZ, D., HAJDÍK, J. *Materiály a jejich svařitelnost: učební texty pro kurzy mezinárodních svářečských inženýrů, technologů a pro výuku svařování na vysokých školách*. 1. vyd. Ostrava: Český svářečský ústav, 2009, 240 s. ISBN 978-80-248-2025-5.
- [38] KUNCIPÁL, J. *Teorie svařování*. Vyd. 1. Praha: SNTL - Nakladatelství technické literatury, 1986, 165 s.
- [39] ŽÁK, J., NOVÁK, M. *Teorie svařování*. Vyd. 1. Brno: Vysoké učení technické, 1988, 142 s.
- [40] KOUKAL, J., ZMYDLENÝ, T. *Svařování I [záznam a]*. 1. vyd. Ostrava: VŠB - Technická univerzita Ostrava, 2005, 133 s. ISBN 80-248-0870-6.
- [41] SONDEL, M. *Studium vlastností modelovaných pásem TOO svarových spojů oceli P91*. Ostrava, 2005. Disertační práce. VŠB - Technická univerzita Ostrava, Fakulta strojní, Katedra mechanické technologie
- [42] Svary_oceli_TPUT. In: [online]. [citace 6. 3. 2015]. Dostupné z: http://www.bohler-uddeholm.cz/media/Svary_oceli_TPUT.pdf

- [43] DL0123. In: [online]. [citace 6. 3. 2015]. Dostupné z: <[http://prodkatalog.linde-gas.cz/international/web/lg/cz/prodcatlgcz.nsf/RepositoryByAlias/DL0123/\\$file/DL0123.pdf](http://prodkatalog.linde-gas.cz/international/web/lg/cz/prodcatlgcz.nsf/RepositoryByAlias/DL0123/$file/DL0123.pdf)>

Seznam obrázků

Obr. 1: Graf závislosti poměrného prodloužení na čase [7]	15
Obr. 2: Mechanismus difúzního creepu [9]	17
Obr. 3: Mechanismus dislokačního creepu [9]	17
Obr. 4: Vzájemné působení precipitátů s dislokacemi [2]	25
Obr. 5: Graf tepelného zpracování žárovevých ocelí a následného provozu [21]	26
Obr. 6: ARA diagram oceli P92 [25]	27
Obr. 7: Pevnostní charakteristika oceli P92 (R_m , $R_{p0,2}$) [23]	28
Obr. 8: Pevnostní charakteristika oceli P92 (A_5 , Z) [23]	29
Obr. 9: Závislost mezi napětím a dobou do lomu pro ocel P92 [23]	29
Obr. 10: Teplotní režim v průběhu svařování a tepelného zpracování oceli P92 [29]	31
Obr. 11: Svarový spoj (U – oblast bez promísení materiálů; P – částečně promísená oblast; I – rozhraní svarový kov; HAZ – tepelně ovlivněná oblast (TOO); Base Metal – základní materiál) [31]	32
Obr. 12: Vliv teplotního účinku svařování na strukturu svarového spoje [37]	34
Obr. 13: Dvojměrné teplotní pole [39]	36
Obr. 14: Tříměrné teplotní pole [39]	36
Obr. 15: Průběh teplotních cyklů [40]	37
Obr. 16: Závislost doby ochlazování $t_{8/5}$ a rychlosti chladnutí $v_r(T)$ na průběhu teplotního cyklu [40]	38
Obr. 17: Teplotní cykly podhousenkové oblasti [37]	39
Obr. 18: Růst zrna při svařování [37]	40
Obr. 19: Návrh desky pro měření teplotních cyklů na jednovrstvém spoji	41
Obr. 20: Informace o použitém drátu pro svařování metodou 141 [42]	43
Obr. 21: Informace o použitém inertním plynu [43]	43
Obr. 22: Průběh teplotních cyklů při svařování na desce P92-1-1	44
Obr. 23: Průběh teplotních cyklů při svařování na desce P92-1-2	45
Obr. 24: Informace o použité obalené elektrodě pro svařování metodou 111 [42]	46
Obr. 25: Průběh teplotních cyklů při svařování na desce P92-2-1	47
Obr. 26: Průběh teplotních cyklů při svařování na desce P92-2-2	48
Obr. 27: Zobrazení modelovaných teplotních cyklů	49
Obr. 28: Přichycení termočlánku pomocí odporové svářečky na vzorek	50
Obr. 29: Navařené termočlánky na vzorku	50
Obr. 30: Upnutí vzorku v čelistech simulátoru	51

Obr. 31: Teplotní simulátor	51
Obr. 32: Chlazení čelistí proudem vody a vzduchem	52
Obr. 33: Srovnání namodelovaného teplotního cyklu s naměřeným	53
Obr. 33: Srovnání namodelovaného teplotního cyklu s naměřeným	54
Obr. 35: Makrolept vzorku T3 s vyznačenými oblastmi měření profilu tvrdosti	56
Obr. 36: Mikrostruktura v oblasti levého okraje otvoru	56
Obr. 37: Profil tvrdosti HV1 přes TOO (oblast A na obr. 35)	57
Obr. 38: Mikrostruktura interkritické oblasti TOO	58
Obr. 39: Precipitace v interkritické oblasti TOO	58
Obr. 40: Mikrostruktura jemnozrnné oblasti TOO	59
Obr. 41: Precipitace v jemnozrnné oblasti TOO	59
Obr. 42: Mikrostruktura hrubozrnné oblasti TOO	60
Obr. 43: Precipitace v hrubozrnné oblasti TOO	60
Obr. 44: Mikrostruktura svarového kovu (martenzit + δ - ferit)	61
Obr. 45: Profil tvrdosti HV1 podél linie B na obr. 35 (od povrchu otvoru)	62
Obr. 46: Mikrostruktura hrubozrnné oblasti TOO	63
Obr. 47: Precipitace v TOO s jehlicemi fáze Fe_3C	63
Obr. 48: Odběr vzorků N1 a N2 pro metalografický rozbor	64
Obr. 49: Mikrostruktura vzorku N1	65
Obr. 50: Precipitace ve vzorku N1 (nerozpuštěné částice NbX, (V, Nb)X a jehlice Fe_3C)	65
Obr. 51: Podélný profil tvrdosti HV1 (od místa přichycení termočlánku)	66
Obr. 52: Mikrostruktura základního materiálu	67
Obr. 53: Mikrostruktura přechodu ZM – interkritická oblast TOO	67
Obr. 54: Mikrostruktura simulované TOO velikost austenitického zrna v pásmu normalizace	68
Obr. 55: Makrolept vzorku T4 s označenými oblastmi měření profilu tvrdosti	69
Obr. 56: Mikrostruktura u levého okraje otvoru	69
Obr. 57: Profil tvrdosti HV1 přes TOO (oblast A na obr. 55)	70
Obr. 58: Mikrostruktura interkritické oblasti TOO	70
Obr. 59: Mikrostruktura jemnozrnné oblasti TOO	71
Obr. 60: Mikrostruktura hrubozrnné oblasti TOO	71
Obr. 61: Mikrostruktura svarového kovu (martenzit + δ - ferit)	72
Obr. 62: Profil tvrdosti HV1 podél linie B na obr. 55	72
Obr. 63: Mikrostruktura hrubozrnné oblasti TOO	73
Obr. 64: Mikrostruktura TOO	74

Obr. 65: Jehlice Fe_3C v martenzitu s precipitacemi v TOO	74
Obr. 66: Schéma odběru vzorků I1 a I2 pro metalografický rozbor.....	75
Obr. 67: Mikrostruktura vzorku I1	76
Obr. 68: Precipitace ve vzorku I1	76
Obr. 69: Podélný profil tvrdosti HV1 (od místa přichycení termočlánku).....	77
Obr. 70: Mikrostruktura základního materiálu	78
Obr. 71: Mikrostruktura přechodu ZM – simulovaná oblast TOO.....	78

Seznam tabulek

Tabulka 1: Označení oceli číslo 1.4901 dle DIN a ASTM/API [24].....	27
Tabulka 2: Chemické složení dle ASTM [25]	27
Tabulka 3: Mechanické vlastnosti oceli P92 dle ASTM a EN 10216-2 [26, 27]	28
Tabulka 4: Fázové složení oceli P92 po tepelném zpracování a umělém stárnutí [28].....	30
Tabulka 5: Souhrn teplot oceli P92.....	42
Tabulka 6: Parametry svařování na desce P92-1-1	44
Tabulka 7: Parametry naměřených teplotních cyklů na desce P92-1-1	44
Tabulka 8: Parametry svařování na desce P92-1-2.....	45
Tabulka 9: Parametry naměřených teplotních cyklů na desce P92-1-2.....	45
Tabulka 10: Parametry svařování na desce P92-2-1	47
Tabulka 11: Parametry naměřených teplotních cyklů na desce P92-2-1	47
Tabulka 12: Parametry svařování na desce P92-2-2.....	48
Tabulka 13: Parametry naměřených teplotních cyklů na desce P92-2-2.....	48
Tabulka 14: Souhrn modelovaných teplotních cyklů	49
Tabulka 15: Rozdíl modelovaného teplotního cyklu s naměřeným	53
Tabulka 16: Rozdíl modelovaného teplotního cyklu s naměřeným	54
Tabulka 17: Souhrn zkoumaných vzorků	55
Tabulka 18: Výsledky měření tvrdosti HV1	64
Tabulka 19: Výsledky měření tvrdosti HV1 na vzorku I1.....	75
Tabulka 20: Reprezentativní naměřené teplotní cykly na desce P91	79
Tabulka 21: Souhrn zkoumaných vzorků	79

Seznam příloh

Příloha A - Záznam o svařování desky P92-1

Příloha B - Záznam o svařování desky P92-2

Příloha C - Atest oceli P92

Příloha A

Záznam o svařování desky P92-1

ZÁZNAM O SVAŘOVÁNÍ SCHVÁLENÍ POSTUPU SVAŘOVÁNÍ	Akreditovaný postup	Registrační č.	Strana
			1/2

Norma:		-
Doplňkové požadavky mimo rozsah ČSN EN 288:		-
Postup svařování výrobce (pWPS):		-
Datum svařování:	4. 7. 2014	Místo svařování: Český svářečský ústav s.r.o.
Jméno svářeče:	Petr Pustějovský	Kvalifikace svářeče:

ZÁKLADNÍ MATERIÁL(Y) / PARENT MATERIAL(S)		
Značka dle standardu:	P92	
Další označení:	-	
Tloušťka:	20	Vnější průměr: -

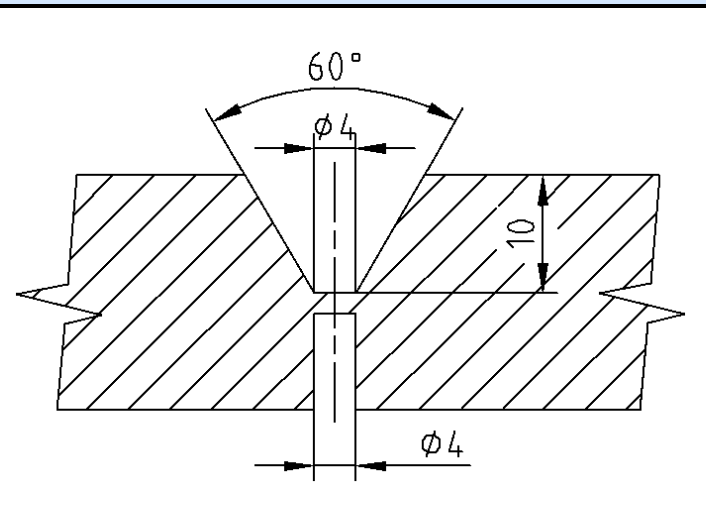
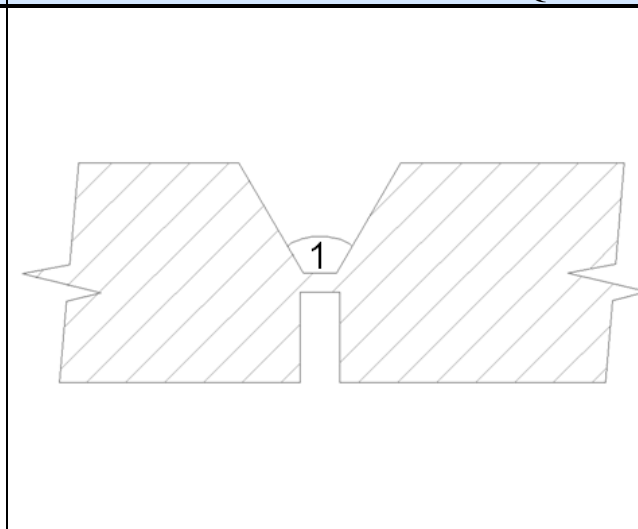
SVAŘOVACÍ MATERIÁLY (SM) / WELDING MATERIALS (WM)					
Index SM	Typ	Označení výrobce	Výrobce	Norma: Klasifikace	Režim sušení
A	EN 12070	Thermanit MTS 616	T-PUT (Böhler Welding GROUP)	-	-
B					
C					
D					
E					

SVAŘOVACÍ PODMÍNKY / WELDING CONDITIONS			
Typ svarového spoje:		Tupý	Označení zkušební spoje: -
Způsob přípravy úkosu:		Frézováním	Způsob čištění: -
Metoda svařování:		141	Poloha svařování: PA
Wolframová elektroda (Typ/Velikost):		-	Drážkování kořene: -
Ochrana svaru (Index SM):		B	Množství: -
Ochrana kořene (Index SM):		-	Množství: -
Další informace (je-li požadováno):			
Rozkvy (šířka housenky):		-	Vzdálenost kontaktní špičky: -
Údaje o pulsním svařování:		-	Sklon hořáku: -

TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ / HEAT TREATMENT			
PŘI SVAŘOVÁNÍ / DURING WELDING		PO SVAŘOVÁNÍ / AFTER WELDING (PWHT)	
Teplota předehřevu:		-	Rychlost ohřevu: -
Interpass teplota:		-	Teplota/Čas výdrže: - / -
Teplota/Čas dohřevu:		-/-	Rychlost ochlazování: -
Další informace:		-	Další informace: -

ZÁZNAM O SVAŘOVÁNÍ SCHVÁLENÍ POSTUPU SVAŘOVÁNÍ	Akreditovaný postup	Registrační č.	Strana
			2/2

PODROBNOSTI O PRŮBĚHU SVAŘOVÁNÍ / DETAILS OF WELDING

SCHÉMA SPOJE / JOINT DESIGN	POSTUP SVAŘOVÁNÍ / WELDING SEQUENCE
	

PARAMETRY SVAŘOVÁNÍ / WELDING PARAMETERS

[illegible]

Další informace: Fronius Magic Wave 3 000 Comfort G/F
plyn: Argon 4.6

Příloha B

Záznam o svařování desky P92-2

ZÁZNAM O SVAŘOVÁNÍ SCHVÁLENÍ POSTUPU SVAŘOVÁNÍ	Akreditovaný postup	Registrační č.	Strana
			1/2

Norma:		-
Doplňkové požadavky mimo rozsah ČSN EN 288:		-
Postup svařování výrobce (pWPS):		-
Datum svařování:	4. 7. 2014	Místo svařování: Český svářečský ústav s.r.o.
Jméno svářeče:	Petr Pustějovský	Kvalifikace svářeče:

ZÁKLADNÍ MATERIÁL(Y) / PARENT MATERIAL(S)		
Značka dle standardu:	P92	
Další označení:	-	
Tloušťka:	20	Vnější průměr: -

SVAŘOVACÍ MATERIÁLY (SM) / WELDING MATERIALS (WM)					
Index SM	Typ	Označení výrobce	Výrobce	Norma: Klasifikace	Režim sušení
A	EN 12070	Thermanit MTS 616	T-PUT (Böhler Welding GROUP)	-	-
B					
C					
D					
E					

SVAŘOVACÍ PODMÍNKY / WELDING CONDITIONS		
Typ svarového spoje:	Tupý	Označení zkušební spoje: -
Způsob přípravy úkosu:	Frézováním	Způsob čištění: -
Metoda svařování:	111	Poloha svařování: PA
Wolframová elektroda (Typ/Velikost):	-	Drážkování kořene: -
Ochrana svaru (Index SM):	B	Množství: -
Ochrana kořene (Index SM):	-	Množství: -
Další informace (je-li požadováno):		
Rozkvy (šířka housenky):	-	Vzdálenost kontaktní špičky: -
Údaje o pulsním svařování:	-	Sklon hořáku: -

TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ / HEAT TREATMENT	
PŘI SVAŘOVÁNÍ / DURING WELDING	PO SVAŘOVÁNÍ / AFTER WELDING (PWHT)
Teplota předehřevu: -	Rychlost ohřevu: -
Interpass teplota: -	Teplota/Čas výdrže: - / -
Teplota/Čas dohřevu: -/-	Rychlost ochlazování: -
Další informace: -	Další informace: -

ZÁZNAM O SVAŘOVÁNÍ SCHVÁLENÍ POSTUPU SVAŘOVÁNÍ	Akreditovaný postup	Registrační č.	Strana
			2/2

PODROBNOSTI O PRŮBĚHU SVAŘOVÁNÍ / DETAILS OF WELDING

[illegible]

Příloha C

Atest oceli P92

Ke zkuš. listu : To testing form No.:	183518	Datum přijetí : Date of receipt :	22.08.2013	Zákazník : Customer : Flash Steel Power, a.s. Martinovská 3168/48 723 00 Ostrava, Martinov Ing. Foldynová Kristýna
Zakázka č. : Shop order No.:		Číslo tavby : Heat No.:	54380	
Výrobek : Product :	148x30x23 mm	Norma : Standard :		
Objednávka č. : Purchase order No.:		Jakost : Quality :	P92	

PROTOKOL O ZKOUŠENÍ č. : 2013 / 38963

Test Report Nr. :

ROZBOR CHEMICKÉHO SLOŽENÍ - kontrolní Chemical analysis - check

Vzorek Sample	Čís.vz. Nr.	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Ni %	Cr %	Mo %	V %	Ti %	W %
H03380	1	0,109	0,44	0,30	0,016	0,0026	0,288	8,860	0,404	0,191	<0,004	1,690
Vzorek Sample	Čís.vz. Nr.	Al-c %	Nb %	B %	N %							
H03380	1	0,011	0,049	0,0033	0,0481							

Číslo zkoušky : Test number :	Identifikace metody : Method identification :	Prvek : Element :	Přístroj : Instrument :	Zkoušel : Tested by :
102	QI-VTC.10 GEN-0002	C, S	CS-444 ev.č. 946.10/013	CMI
101a	QI-VTC.10 GEN-0001	Mn, Si, P, Ni, Cr, Mo, V, Ti, W, Al-c, Nb, B	Spectrolab 2000 ev.č. 946.10/017	CMI
102	QI-VTC.10 GEN-0003	N	TC-436 ev.č. 946.10/008	CMI

Prohlášení : Dosažené výsledky se týkají pouze zkušebního vzorku. Zkušebna neodpovídá za odběr zkušebního vzorku. Protokol je možno reprodukovat pouze celý, jinak s písemným souhlasem zkušebny. Statement : The test results relate only to the sample. Chemical laboratory does not take the responsibility for the sample taking. The report shall not be reproduced except in full without the written approval of the chemical laboratory.		Datum zkoušení : 22.08.2013 Shop order No. :		Ident : 200590725 Ident:	
		Jméno/Tel : Name/Tel :		Funkce : Position :	Podpis/Datum : Signature /Date :
		Vystavil: Prepared:	Folvarčná 59 595 5483	pověřený pracovník Entrusted person :	 22.08.2013
		Kontrol : Checked :	Ing. Cigánová 59 595 7761	vedoucí úseku FCHZ CHL Department Manager	 22.08.2013
		Schválil : Approved :	Ing. Merta 59 595 7761	vedoucí FCHZ CHL Manager	 22.08.2013